



ИФПМ
СО РАН

Сборник тезисов Международной конференции

«ФИЗИЧЕСКАЯ МЕЗОМЕХАНИКА МНОГОУРОВНЕВЫХ СИСТЕМ-2014. МОДЕЛИРОВАНИЕ, ЭКСПЕРИМЕНТ, ПРИЛОЖЕНИЯ»



**3-5 сентября 2014 года
Томск, Россия**

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
Физическая мезомеханика
многоуровневых систем-2014.
Моделирование, эксперимент, приложения
3 - 5 сентября 2014 г.
Томск, Россия
ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Тезисы докладов Международной конференции Физическая мезомеханика многоуровневых систем-2014. Моделирование, эксперимент, приложения» 3-5 сентября 2014 г., Томск, Россия. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2014. – 436с.

«Мероприятие проведено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований грант №14-01-20047 г»

ПРЕДСЕДАТЕЛИ ОРГКОМИТЕТА КОНФЕРЕНЦИИ

**Виктор Евгеньевич
Панин**

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

**Сергей Григорьевич
Псахье**

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

**Василий Михайлович
Фомин**

*Институт теоретической и
прикладной механики СО РАН,
Новосибирск, Россия*

ЧЛЕНЫ ОРГКОМИТЕТА

Ф. Берто, Падова, Италия

Р.В. Гольдштейн, Москва, Россия

И.Г. Горячева, Москва, Россия

Э.С. Горкунов, Екатеринбург, Россия

Э. Гутманас, Хайфа, Израиль

Л.Б. Зуев, Томск, Россия

П.П. Каминский, Томск, Россия

А. Карпинтери, Турин, Италия

А.И. Лотков, Томск, Россия

Н.З. Ляхов, Новосибирск, Россия

Г.В. Майер, Томск, Россия

П.О. Марущак, Тернополь, Украина

О.Б. Наймарк, Пермь, Россия

А.В. Панин, Томск, Россия

В.Л. Попов, Берлин, Германия

А.Ф. Ревуженко, Новосибирск, Россия

Дж. Си, Бетлехем, США

А.А. Шанявский, Москва, Россия

З. Шмаудер, Штутгарт, Германия

Й. Шрайбер, Дрезден, Германия

А.Н. Яковлев, Томск, Россия

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель:

С.В. Панин *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

Члены комитета:

А.И. Дмитриев *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

А.Д. Коротаев *НИ ТГУ, Томск, Россия*

С.Н. Кульков *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

П.В. Макаров *НИ ТГУ, Томск, Россия*

О.А. Плехов *ИМСС УрО РАН, Пермь, Russia*

В.С. Плешанов *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

В.П. Сергеев *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

В.А. Скрипняк *НИ ТГУ, Томск, Россия*

А.Н. Тюменцев *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

Ю.А. Хон *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

ИСПОЛНИТЕЛЬНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель:

К.А. Колесникова *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

Члены комитета:

Н.Г. Бобенко

Д.В. Орлова

Г.Г. Майер

И.П. Мишин

М.С. Тукеева

Е.Ю. Гудимова

М.В. Надежкин

А.А. Нейман

Е.В. Мельников

СОДЕРЖАНИЕ

Секция 1. Основные принципы и методология физической мезомеханики многоуровневых систем

Application of discrete-continual finite element method for global and local analysis of multilevel systems <i>Akimov P.A., Belostosky A.M., Sidorov V.N., Negrozov O.A. (Moscow, Russia)</i>	33
Деформационные точечные дефекты в интерметаллидах с B2 структурой <i>Батурин А.А., Лотков А.И., Лидер А.М., Бордулев Ю.С., Лантев Р.С. (Томск, Россия)</i>	34
Исследование сложного нагружения с применением двухуровневых физических моделей пластичности <i>Волегов П.С., Трусов П.В., Янц А.Ю., Швейкин А.И. (Пермь, Россия)</i>	35
Роль эволюции геометрически необходимых дефектов в деформационном поведении ГПУ-сплавов циркония <i>Полетика Т.М., Гирсова С.Л. (Томск, Россия)</i>	37
Влияние водорода на развитие пластической деформации в ультрамелкозернистом титановом сплаве Ti-6Al-4V на различных структурных уровнях <i>Грабовецкая Г.П., Забудченко О.В., Булышко Ю.Д., Степанова Е.Н., Мишин И.П. (Томск, Россия)</i>	38
Моделирование пластической деформации поликристаллов на мезоуровне <i>Дерюгин Е.Е. (Томск, Россия)</i>	40
Трещиностойкость малоразмерных образцов с ультрамелкозернистой структурой <i>Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Суворов Б.И. (Томск, Россия)</i>	41
Компьютерное моделирование деформации и разрушения водонасыщенной упруго-хрупкой среды методом гибридных клеточных автоматов <i>Димаки А.В., Шилько Е.В., Астафуров С.В., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i>	43
Особенности формирования двухуровневых структурных состояний в металлах и сплавах, подвергнутых интенсивному деформационному воздействию <i>Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н. (Томск, Россия)</i>	44
Структурно-масштабные уровни микропластической деформации субмикроструктурных металлов при комнатной и повышенных температурах <i>Дударев Е.Ф., Почивалова Г.П., Скосырский А.Б., Бакач Г.П. (Томск, Россия)</i>	45

Роль кривизны поверхностных слоев поликристаллов в их усталостном разрушении <i>Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф., Почивалов Ю.И.</i> <i>(Томск, Россия)</i>	47
Идентификация наноразмерных дефектов с помощью трибоспектрокопии. Моделирование методом подвижных клеточных автоматов <i>Еремина Г.М., Смолин А.Ю., Сергеев В.В., Псахье С.Г.</i> <i>(Томск, Россия)</i>	48
Мезомеханика формирования технологических свойств прессовок из порошковых полимерных композиций в литье по выплавляемым моделям <i>Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Потянихин Д.А., Комаров О.Н.</i> <i>(Томск, Россия)</i>	49
Изменение магнитных характеристик армко-железа в процессе интенсивной пластической деформации и последующего одноосного растяжения <i>Казаченок М.С., Панин А.В., Акуликин А.А. (Томск, Россия)</i>	51
Механизмы формирования многоуровневых пространственно- временных структур в деформируемом кристалле <i>Хон Ю.А., Каминский П.П., Туч Е.В. (Томск, Россия)</i>	52
Характеристики дефектной структуры поликристаллов на микро- и мезоуровне размеров зерен <i>Козлов Э.В., Попова Н.А., Тришкина Л.И., Конева Н.А.</i> <i>(Томск, Россия)</i>	53
Упруговязкопластическая модель многофазных материалов <i>Кондратьев Н.С., Трусков П.В. (Пермь, Россия)</i>	54
Позитронная спектроскопия иерархии вакансионных дефектов в субмикроструктурном никеле при отжиге <i>Кузнецов П.В., Миронов Ю.П., Толмачев А.И., Рахматулина Т.В., Бордулев Ю.С., Лаптев Р.С., Лидер, А.М., Корзников А.В.¹</i> <i>(Томск, ¹Уфа, Россия)</i>	56
Иерархия самоподобия типичных элементов деформационного рельефа в монокристаллах сплава Ni ₃ Fe <i>Куницына Т.С., Теплякова Л.А. (Томск, Россия)</i>	57
Моделирование влияния пористости многоуровневых систем с наноструктурными термобарьерными покрытиями <i>Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Панин В.Е., Сергеев В.П.</i> <i>(Томск, Россия)</i>	59
Фрагментация материала как диссипативный процесс формирования цепочек микроротаций: гибридная модель возбуждаемых клеточных автоматов <i>Моисеенко Д.Д., Панин В.Е., Максимов П.В., Панин С.В.</i> <i>(Томск, Россия)</i>	60

Анализ структурно-фазовых состояний в рельсах, подвергнутых объемной и дифференцированной закалке <i>Морозов К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.¹, Глезер А.М.², Батаев В.А.³</i> (Новокузнецк, ¹ Томск, ² Москва, ³ Новосибирск, Россия).....	62
Масштабно-инвариантные закономерности развития разрушения алюминиевого сплава при усталостном и динамическом нагружении <i>Оборин В.А., Банников М.В., Соколов М.А., Билалов Д.А.,</i> <i>Наймарк О.Б. (Пермь, Россия).....</i>	63
О трехуровневой модели сверхпластического деформирования, включающей критерии выхода в режим сверхпластичности <i>Останина Т.В., Трусов П.В. (Пермь, Россия).....</i>	65
Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в пластической деформации и разрушении твердых тел <i>Панин В.Е., Егорушкин В.Е. (Томск, Россия)</i>	66
Влияние наводороживания на состояние твердого раствора и механические свойства технического титана <i>Перевалова О.Б., Панин А.В. (Томск, Россия)</i>	68
Многоуровневый характер деформации анизотропных поликристаллических материалов <i>Полетика Т.М. (Томск, Россия)</i>	69
Формирование многоуровневой системы неразъемного соединения при лазерной сварке нержавеющей стали и титанового сплава с промежуточными вставками <i>Пугачева Н.Б., Мичуров Н.С., Оришич А.М.¹,</i> <i>Черепанов А.Н.¹, Маликов А.Г.¹, Дроздов В.О.¹</i> (Екатеринбург, ¹ Новосибирск, Россия)	71
Особенности структуры материала в сварных соединениях сплава АМГ5, полученных сваркой трением с перемешиванием <i>Сизова О.В.^{1,2}, Колубаев А.В.^{1,2}, Колубаев Е.А.^{1,2},</i> <i>Заикина А.А.², Рубцов В.Е.² (Томск, Россия)</i>	73
Метод иерархических сеток для моделирования процессов локализации деформации в структурно-неоднородных средах <i>Черепанов Р.О.¹, Герасимов А.В.¹, Крехтулева Р.А.²,</i> <i>Черепанов О.И.³ (Томск, Россия)</i>	74
Статистическое описание формы движущегося многоуровневого (ступенчатого) фронта <i>Чернов В.М. (Москва, Россия)</i>	75
Структура поверхностных волн в рамках моделей обобщенных сред <i>Чертова Н.В. (Томск, Россия)</i>	77
Многоуровневый процесс усталостного разрушения металлов <i>Шанявский А.А. (Москва, Россия)</i>	78
Описание механической обработки изделий из поликристаллических металлов с применением многоуровневых моделей неупругости <i>Швейкин А.И., Трусов П.В., Волегов П.С. (Пермь, Россия).....</i>	79

Секция 2. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в многоуровневых системах

Процесс складкообразования в ГЦК-монокристаллах при сжатии <i>Алфёрова Е.А., Лычагин Д.В. (Томск, Юрга, Россия)</i>	83
Качественная и количественная фрактография титановых сплавов, подвергнутых много- и гигацикловому усталостному нагружению <i>Банников М.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б. (Пермь, Россия)</i>	84
Численное моделирование и экспериментальное исследование процесса локализации деформации и разрушения металлов при динамическом нагружении <i>Билалов Д.А., Наймарк О.Б., Соколов М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Терёхина А.И. (Пермь, Россия)</i>	85
Структурные уровни деформации и разрушения теплостойкой стали 12Х1МФ, поверхностно модифицированной вакуумно- дуговой обработкой пучком ионов Zr^{+} <i>Панин С.В., Власов И.В., Сергеев В.П., Марущак П.О.¹, Любутич П.С., Титков В.В. (Томск, Россия, Тернополь, Украина)..</i>	87
Молекулярно-динамическое исследование кластерной структуры и свойств ротационной волны в твердотельных наноструктурах <i>Головнев И.Ф., Головнева Е.И., Мерзиевский Л.А., Фомин В.М., Панин В.Е.¹ (Новосибирск, ¹Томск, Россия)</i>	88
Изучение особенностей пластической деформации и разрушения мелкокристаллического сплава V-4Ti-4Cr <i>Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Смирнов И.В., Чернов В.М.¹, Потапенко М.М.¹ (Томск, Москва, Россия)</i>	90
Упругопластический инвариант автоволн локализованной деформации <i>Плосков Н.А., Данилов В.И., Зуев Л.Б. (Томск, Россия)</i>	91
Влияние пластической деформации на структуру, механические свойства и характер разрушения стали 12ГБА <i>Деревягина Л.С., Лемешев Н.М., Корзников А.В.¹, Сафаров И.М.¹, Гладковский С.В.² (Томск, ¹Уфа, ²Екатеринбург, Россия)</i>	92
Выявление граничных условий наноструктурирующего выглаживания по критическому состоянию материала поверхностного слоя <i>Тарасов С.Ю., Кузнецов В.П.¹, Дмитриев А.И. (Томск, Курган, Россия)</i>	94
Механизмы деформации и разрушения твердых тканей зубов человека <i>Зайцев Д.В., Панфилов П.Е. (Екатеринбург, Россия)</i>	95

Численное исследование деформационных процессов на поверхности двухфазных модельных систем «матрица-включение» и «покрытие-подложка» <i>Зиновьева О.С., Шахиджанов В.С., Романова В.А., Балохонов Р.Р. (Томск, Россия)</i>	96
Investigation of defect nucleation in titanium during mechanical loading <i>Zolnikov K.P., Korchuganov A.V., Kryzhevich D.S., Psakhie S.G. (Tomsk, Russia)</i>	97
Автоволновая физика локализованной пластичности твердых тел <i>Зуев Л.Б. (Томск, Россия)</i>	97
Особенности структуры на микро-, мезо- и макромасштабном уровне и механизмы пластической деформации ультрамелкозернистых металлов с ГЦК решеткой <i>Иванов К.В. (Томск, Россия)</i>	99
Влияние износа инструмента для сварки трением на формирование шва <i>Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. (Томск, Россия)</i>	101
Influence of crystallographic orientation on response of copper during nanoindentation <i>Korchuganov A.V., Kryzhevich D.S., Zolnikov K.P., Psakhie S.G. (Tomsk, Russia)</i>	102
Особенности эволюции твидовой структуры на фольгах высокочистых поликристаллов алюминия при циклической деформации <i>Кузнецов П.В., Сурикова Н.С., Власов И.В. (Томск, Россия)</i>	103
Влияние водорода на параметры макролокализации пластической деформации в низкоуглеродистой стали <i>Лунёв А.Г., Надёжкин М.В., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. (Томск, Россия)</i>	104
Multilevel wavelet-based localization algorithms in finite element structural analysis <i>Akimov P.A., Aslami Mojtaba (Moscow, Russia)</i>	106
Multiscale collective properties of defects and criticality of strain and damage localization <i>Naimark O.B. (Perm, Russia)</i>	106
Множественный откол при высокоэнергетическом воздействии на поверхности анизотропного тела: численный эксперимент <i>Немирович-Данченко М.М., Мельникова Н.А.¹ (Томск, Северск, Россия)</i>	107
Features of the behavior of symmetrical tilt grain boundaries in bcc and fcc metals under shear loading. Molecular dynamics study <i>Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu. (Tomsk, Russia)</i>	108

Особенности развития микроструктуры в условиях нагружения, имитирующего процесс сварки трением перемешиванием. Молекулярно-динамическое исследование <i>Дмитриев А.И., Колубаев Е.А., Никонов А.Ю., Рубцов В.Е.</i> (Томск, Россия)	110
Влияние малых электрических потенциалов на микротвердость металлических материалов <i>Орлова Д.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б. (Томск, Россия)</i>	111
Влияние структуры на сопротивление изнашиванию полимер-полимерных композитов на основе СВМПЭ <i>Панин С.В., Корниенко Л.А., Мандунг Т., Нгуен Суан Т., Полтаранин М.А., Иванова Л.Р., Шилько В.¹</i> (Томск, Россия, Гомель, Беларусь)	112
Закономерности повышения износостойкости сверхвысокомолекулярного полиэтилена за счет введения твердосмазочных наполнителей <i>Панин С.В., Корниенко Л.А., Нгуен Суан Т., Полтаранин М.А., Иванова Л.Р. (Томск, Россия)</i>	114
Investigation of stability and structural transitions in 2D lattices under finite strain within moment interaction approach using molecular dynamics <i>Panchenko A.Yu. (St. Petersburg, Russia)</i>	115
Влияние состояния поверхностного слоя на циклическую долговечность титана <i>Попкова Ю.Ф., Елсукова Т.Ф., Панин В.Е. (Томск, Россия)</i>	116
Формирование дефектной структуры поверхностного слоя стали 20x18н10т при нагружении в парах трения <i>Почивалов Ю.И., Панин В.Е. (Томск, Россия)</i>	118
Влияние наноструктурирования поверхностных слоев на усталостную долговечность конструкционных материалов и их сварных соединений <i>Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Острижная А.С. (Томск, Россия)</i>	119
Пластичность и разложение нитевидных кристаллов при электростимулированной деформации <i>Родзевич А.П., Кузьмина Л.В.¹, Газенаур Е.Г.¹, Крашенинин В.И.¹ (Юрга, ¹Кемерово, Россия)</i>	120
Numerical study of the surface-hardening effect on surface phenomena in polycrystalline specimens <i>Romanova V., Zinovieva O., Balokhonov R. (Tomsk, Russia)</i>	122
Numerical analysis of deformation-induced surface phenomena in aluminum alloys <i>Romanova V.A., Balokhonov R.R., Schmauder S.¹</i> (Tomsk, Russia, ¹ Stuttgart, Germany)	123

Определение параметров автоволн при деформации методом рентгеновской дифрактометрии	
<i>Семухин Б.С. (Томск, Россия)</i>	124
Изучение влияния температуры растяжения на особенности пластической деформации и разрушения сплава системы V–Cr–Zr–W после химико-термической обработки	
<i>Смирнов И.В., Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П., Тюменцев А.Н., Чернов В.М.¹ (Томск, ¹Москва, Россия)</i>	125
Экспериментальное и численное исследование неустойчивости пластического сдвига при высокоскоростном нагружении	
<i>Сокоиков М.А., Чудинов В.В., Билалов Д.А., Оборин В.А., Уваров С.В., Плехов О.А, Терехина А.И., Наймарк О.Б. (Пермь, Россия)</i>	125
Деформация и разрушение слоистого материала из титанового сплава втб при ударном нагружении	
<i>Сурикова Н.С., Панин В.Е., Лутфуллин Р.Я.¹, Деревягина Л.С., Круглов А.А.¹, Саркеева А.А.¹ (Томск, ¹Уфа, Россия)</i>	127
Analysis of the failure mechanisms of the oxide scales on ni-based alloys	
<i>Fedorova E., Sukhodoeva N., Popov A., Monceau D.¹, Moskvitchev V. (Krasnoyarsk, Russia, ¹Toulouse, France)</i>	129
Нанодиполи частичных дисклинаций в зонах локализации упругих дисторсий	
<i>Тюменцев А.Н.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,3}, Денисов К.И.^{1,2} (Томск, Россия)</i>	130
Износостойкость сталей в условиях трения скольжения и протекания электрического тока высокой плотности	
<i>Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Колубаев А.В. (Томск, Россия)</i>	131
Особенности изнашивания поверхностного слоя некоторых материалов в условиях скольжения с токосъёмом	
<i>Фадин В.В., Алеутдинова М.И. (Томск, Россия)</i>	133
Зарождение пластических сдвигов и микротрещин в кристаллах	
<i>Хон Ю.А., Каминский П.П., Туч Е.В. (Томск, Россия)</i>	134
Структурные и фазовые преобразования кварца апатита и кальцита в процессе индентирования монокристаллов	
<i>Чайкина М.В. (Новосибирск, Россия)</i>	135
Численное моделирование процессов локализации деформаций в многопроходных сварных швах с учетом остаточных напряжений	
<i>Крекутулева Р.А., Черепанов О.И., Черепанов Р.О. (Томск, Россия)</i>	136
Организация пластической деформации в монокристаллах меди при трении	
<i>Чумаевский А.В., Тарасов С.Ю., Лычагин Д.В., Колубаев Е.А. (Томск, Россия)</i>	138
The study of dynamics of laminated structure of agglomerates for mechanical treatment of powder mixture titanium – nickel	
<i>Shkoda O.A., Lapshin O.V. (Tomsk, Russia)</i>	139

Секция 3. Проблемы компьютерного конструирования структурно-неоднородных материалов

Исследование влияния мультимодальной внутренней структуры на особенности механического отклика интерметаллического соединения Ni_3Al . <i>Астафуров С.В., Шилько Е.В., Димаки А.В., Овчаренко В.Е., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i>	143
Численное моделирование деформации и разрушения алюминиевого сплава с упрочненным поверхностным слоем <i>Балохонов Р.Р., Шваб Е.А., Романова В.А., Зиновьев А.В., Мартынов С.А. (Томск, Россия)</i>	145
Моделирование деформации поликристаллических титановых сплавов <i>Батухтина Е.Е., Романова В.А., Балохонов Р.Р. (Томск, Россия)...</i>	146
Численное и экспериментальное исследование формирования сварных соединений в пеноматериалах <i>Безгинов Р.О., Кректулева Р.А., Мишин М.А., Черепанов О.И., Черепанов Р.О. (Томск, Россия)</i>	146
Изучение особенностей разрушения и прочностных характеристик хрупких гетерогенных материалов при динамических воздействиях <i>Григорьев А.С., Шилько Е.В., Скрипняк В.А., Смолин А.Ю., Псахье С.Г., Брагов А.М.¹, Ломунов А.К.¹, Игумнов Л.А.¹ (Томск, ¹Нижний Новгород, Россия)</i>	147
Определение коэффициента теплопроводности неоднородной среды <i>Бочкарева С.А., Гришаева Н.Ю., Люшкин П.А. (Томск, Россия)</i>	149
Обзор результатов численного исследования влияния трибопленки на триботехнические характеристики пары трения автомобильный тормозной диск-колодка. <i>Дмитриев А.И., W. Österle¹, H. Kloss¹ (Томск, Россия, ¹Берлин, Германия)</i>	150
Особенности деформирования и разрушения материала с пористым полисилазановым покрытием. Численное моделирование <i>Балохонов Р.Р., Зиновьев А.В., Романова В.А., Мартынов С.А. (Томск, Россия)</i>	151
Формирование промежуточного слоя между включением и матрицей при синтезе однонаправленного волокнистого композита <i>Князева А.Г., Лурье С.А.¹, Соляев Ю.О.¹ (Томск, Москва, Россия)..</i>	153
Иерархическая структура и мезомеханика однооснонагруженной костной ткани и пористой керамики <i>Колмакова Т.В., Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i>	154

Numerical study of mechanical behavior of ceramic composites under compression loading in the framework of movable cellular automaton method <i>Konovalenko Ig.S., Smolin A.Yu., Konovalenko Iv.S., Psakhie S.G. (Tomsk, Russia)</i>	155
Модель эволюции зёрненной структуры поверхности в условиях ионной бомбардировки <i>Крюкова О.Н., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i>	156
Напряженно-деформированное состояние и потеря устойчивости анизотропного термобарьерного покрытия при тепловом ударе <i>Панин В.Е., Люкишин П.А., Люкишин Б.А., Матолыгина Н.Ю., Панин С.В. (Томск, Россия)</i>	157
Численное исследование влияния параметров кривизны границы раздела «покрытие – подложка» на прочность композита <i>Балохонов Р.Р., Мартынов С.А., Романова В.А., Зиновьев А.В. (Томск, Россия)</i>	158
Конструирование композитов с заданными эффективными механическими и теплофизическими характеристиками <i>Люкишин Б.А., Люкишин П.А., Бочкарева С.А., Матолыгина Н.Ю., Гришаева Н.Ю. (Томск, Россия)</i>	159
Моделирование микроструктуры покрытия, получаемого методом магнетронного напыления <i>Миколайчук М.А., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i>	160
Микро и макро напряжения в двухуровневой модели роста покрытия <i>Назаренко Н.Н., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i>	161
Моделирование теплозащитных свойств многослойных труб <i>Гришаева Н.Ю., Реутов А.И., Реутов Ю.А., Люкишин Б.А., Люкишин П.А. (Томск, Россия)</i>	162
Исследование взаимодействия точечных дефектов с межфазной границей ni-al методом молекулярной динамики <i>Санников А.В., Полетаев Г.М. (Барнаул, Россия)</i>	163
Трёхмерное моделирование механического поведения керамики с порами разного размера <i>Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Коноваленко Иг.С., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i>	165
Структурные модели мезообъёмов хрупких пористых материалов и моделирование их механических свойств <i>Смолин И.Ю., Еремин М.О., Макаров П.В., Евтушенко Е.П., Кульков С.Н., Буякова С.П. (Томск, Россия)</i>	166
Моделирование влияние нанопорошков на динамику спекания алюмоносиликатной керамики в условиях регулируемого нагрева <i>Сорокова С.Н., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i>	167

Влияние эффектов связанности в композиционных материалах при твердофазном превращении в пластине в условиях растяжения и сдвига <i>Чумаков Ю.А., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i>	168
--	-----

Секция 4. Перспективные материалы как многоуровневые системы

Структура плазменно-пылевого кристалла с учетом изменения заряда пылевых частиц <i>Абдрашитов А.В., Зольников К.П., Крыжневич Д.С., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i>	173
Алюминотермический синтез литых композиционных материалов на основе эвтектики w-w ₂ c при повышенном давлении <i>Аврамчик А.Н., Афанасьев Н.И., Ленакова О.К., Гальченко Н.К. (Томск, Россия)</i>	173
Effect of temperature on the structural deformation and mechanical strength of nickel nanowires using tight binding potential <i>Aish M.M.^{1,2}, Starostenkov M.D.² (¹Menoufia, Egypt, ²Barnaul, Russia)</i>	174
Effect of vacancy on the mechanical properties of ultrathin nickel nanowires <i>Starostenkov M.D.¹, Aish M.M.^{1,2} (¹Menoufia, Egypt, ²Barnaul, Russia)</i>	175
Analysis of structure and phase composition of rails subjected to differential hardening at different regimes <i>Gromov V.E., Alsaraeva K.V., Ivanov Yu.F.¹, Morozov K.V., Konovalov S.V. (Novokuznetsk, Tomsk, Russia)</i>	175
Особенности структурно-фазового состояния многоэлементных нанокompозитных покрытий систем Ti-C-Ni-Cr и Ti-C-Ni-Cr-Al-Si <i>Андреев А.В., Литовченко И.Ю., Коротаев А.Д., Борисов Д.П. (Томск, Россия)</i>	176
Особенности структуры, прочностных свойств и термической стабильности ультрамелкозернистых низкоуглеродистых сталей, полученных методами интенсивной пластической деформации <i>Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Тукеева М.С., Мельников Е.В., Найденкин Е.В., Добаткин С.В.¹, Одесский П.Д.¹, Рааб Г.И.², Кошовкина В.С., Хомякова Г.В. (Томск, ¹Москва, ²Уфа, Россия)....</i>	177
Изучение влияния длины дислокационного диполя на область устойчивости плоского листа графена <i>Ахунова А.Х., Баимова Ю.А., Дмитриев С.В. (Уфа, Россия).....</i>	179
Зависимость механического поведения смятого графена от свойств его структурных элементов <i>Баимова Ю.А., Дмитриев С.В. (Уфа, Россия)</i>	180

Синтез низкоразмерных структур AlOOH в форме цветка <i>Бакина О.В., Глазкова Е.А., Сваровская Н.В., Ложкомоев А.С., Хоробрая Е.Г. (Томск, Россия)</i>	181
Initial oxidation of TiAl : an ab-initio investigation <i>Bakulin A.V., Kulkova S.E., Hu Q.M.¹, Rui Yang¹ (Tomsk, Russia, ¹Shenyang, China)</i>	183
Особенности структурно-фазового состояния многокомпонентных нанокompозитных покрытий системы Al-Cr-Si-Ti-Cu-N в зависимости от режимов ионно-плазменного синтеза <i>Березовская В.Р., Дитенберг И.А., Коротаев А.Д., Денисов К.И., Пинжсин Ю.П., Борисов Д.П. (Томск, Россия)</i>	184
Кинетика изменения удельной поверхности порошков цеолитов после отжига <i>Бузимов А.Ю., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i>	185
Влияние MgO на структуру и свойства керамики $\text{ZrO}_2(\text{MgO})$ <i>Буяков А.С., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i>	185
Влияние малых добавок наноразмерного диоксида циркония на акустические свойства пеностеклового материала <i>Вотинов А.В., Семухин Б.С. (Томск, Россия)</i>	186
Структурная и оптическая однородность кристаллов $\text{LiNbO}_3\text{:Zn}$ (0.03÷4.5 мол. %) <i>Сидоров Н.В., Теплякова Н.А., Габаин А.А., Яничев А.А., Палатников М.Н. (Апатиты, Россия)</i>	188
Исследование градиентной структуры и механических свойств сплавов системы Ti-Nb , сформированных электронным пучком с высокой проникающей способностью <i>Глухов И.А., Химич М.А., Шаркеев Ю.П., Голковский М.Г.¹, Батаев В.А.¹, Фортуна С.В., Ерошенко А.Ю. (Томск, ¹Новосибирск, Россия)</i>	189
Закономерности проявления неупругой мартенситной деформации в сплаве $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ (ат.%) при трансформации структуры от крупнозернистой до микрокристаллической <i>Гришков В.Н., Лотков А.И., Батулин А.А., Кашин О.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю. (Томск, Россия)</i>	191
Irradiation from nuclear fertile material of new generation <i>Shamanin I.V., Bedenko S.V., Gubaidulin I.M., Knyshev V.V. (Томск, Россия)</i>	191
Получение композиционных Zr-Al-O покрытий на поверхности циркония микроплазменным оксидированием <i>Губайдулина Т.А., Кузьмин О.С., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Калашиников М.П. (Томск, Россия)</i>	193

Градиентное изменение структурных состояний фазы В2 в поверхностных слоях никелида титана после электронно-пучковых воздействий <i>Мейснер Л.Л., Гудимова Е.Ю., Остапенко М.Г., Лотков А.И. (Томск, Россия)</i>	194
Механическое поведение и структура биоинертных сплавов в ультрамелкозернистом состоянии <i>Данилов В.И., Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Толмачев А.И., Глухов И.А., Шляхова Г.В. (Томск, Россия)</i>	196
Упрочнение алюминия частицами ZrW_2O_8 с аномальными тепловыми свойствами <i>Дедова Е.С., Шадрин В.С., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i>	197
Структура и фазовые превращения в вольфрамите циркония при изменении температуры <i>Дедова Е.С., Шадрин В.С., Ше В.Р., Губанов А.И.¹, Кульков С.Н. (Томск, Новосибирск, Россия)</i>	198
Особенности наноламинатных структурных состояний в металлических композитах, полученных комбинированной деформационной обработкой <i>Денисов К.И., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корчагин М.А.¹, Корзников А.В.² (Томск, ¹Новосибирск, ²Уфа, Россия)</i>	199
Влияние интенсивной теплой прокатки на структуру стали 12ГБА. <i>Дерезягина Л. С., Корзников А. В.¹, Сафаров И.М.,¹ Наркевич Н.А. (Томск, ¹Уфа, Россия)</i>	200
First-principles modeling of materials for nuclear energy applications <i>Barannikova S.A., Ponomareva A.V.¹, Nikonov A.Yu., Dmitriev A.I., Abrikosov I.A.^{1,2} (Tomsk, ¹Moscow, Russia, ²Linköping, Sweden)</i>	202
Синтез электрическим взрывом проводников наночастиц–янусов из несмешивающихся металлов <i>Лернер М.И., Домашенко В.В., Первилов А. В. (Томск, Россия)</i>	203
Detonation spraying of Ti_3Al and $TiAl_3$ intermetallics: a comparative study <i>Dudina D.V., Korchagin M.A., Ulianitsky V.Yu., Batraev I.S., Kovalenko A.I., Bulina N.V. (Novosibirsk, Russia)</i>	205
Detonation spraying of titanium in reducing and oxidizing conditions as a route to in situ formed metal-ceramic composite coatings <i>Ulianitsky V.Yu., Batraev I.S., Kovalenko A.I., Dudina D.V., Korchagin M.A., Bokhonov B.B., Bulina N.V. (Novosibirsk, Russia)</i>	205
Особенности формирования структуры сист-контактного сплава при электронно-лучевой наплавке и его свойства <i>Дураков В.Г., Дампилов Б.В., Гнусов С.Ф. (Томск, Россия)</i>	206

Исследование термостабильности микроструктуры и механических свойств ультрамелкозернистого титана при долговременном термическом воздействии <i>Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Уваркин П.В., Толмачев А.И., Данилов А.И., Глухов И.А. (Томск, Россия)</i>	208
Влияние деформации при теплой прокатке на сверхэластичность и эффект памяти формы в сплаве $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат.%) <i>Лотков А.И., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н. (Томск, Россия)</i>	209
Development of the anvil blocks forms of impact machines in the form of composition of various materials <i>Zhukov I.A., Andreeva Ya.A. (Novokuznetsk, Russia)</i>	210
Изменение фазового состава после электронно-пучковой обработки образцов TiNi с покрытием из тантала <i>Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л., Захарова М.А., Гудимова Е.Ю. (Томск, Россия)</i>	214
Влияние ультрадисперсных частиц на структурно-фазовое состояние матрицы и дислокационную структуру высокохромистого чугуна <i>Зыкова А.П., Курзина И.А., Попова Н.А., Калашников М.П., Никоненко Е.Л. (Томск, Россия)</i>	215
Полиалюмосиликатная матрица для нанопорошков оксидов и нитридов металлов, используемых в LTTC-системах <i>Иванов А.А., Туев В.И. (Томск, Россия)</i>	217
Особенности изнашивания композиционного покрытия «сталь Р6М5+WC» в трибоконтакте со сталью ШХ15 в широком интервале скоростей и нагрузок <i>Гнусов С.Ф., Дураков В.Г., Игнатов А.А. (Томск, Россия)</i>	218
Особенности изнашивания покрытия на основе стали Р6М5 в трибоконтакте со сталью ШХ15 в широком интервале скоростей и нагрузок <i>Гнусов С.Ф., Дураков В.Г., Игнатов А.А. (Томск, Россия)</i>	219
Исследование нормальных колебаний металлических наношаров методом молекулярной динамики <i>Игошкин А.М., Головнев И.Ф., Фомин В.М. (Новосибирск, Россия)</i>	221
О некоторых аспектах применения наноуглеродных материалов в машиностроении и стройиндустрии <i>Ионов В.В., Саркисов Ю.С., Ларионов С.А., Власов Ю.А., Копаница Н.О., Горленко Н.П., Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Касаткина А.В., Клопотов В.Д. (Томск, Россия)</i>	222
Пористый материал для защиты от электромагнитного излучения <i>Казьмина О.В., Душкина М.А., Суслиев В.И., Семухин Б.С. (Томск, Россия)</i>	222

Мезоструктуры и деформация керамики $ZrO_2(Me_xO_y)$ каркасного строения	
Калатур Е.С., Чащин В.О., Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск, Россия)	226
Механическая обработка порошка и свойства алюмооксидной керамики	
Калатур Е.С., Ханзина Н.О., Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск, Россия)	227
Структура и механические свойства титана и титанового сплава ВТ23 после поверхностной обработки интенсивным потокм ионов меди.	
Калашиников М.П., Сергеев В.П., Нейфельд В.В. (Томск, Россия)	229
Структурно-фазовые состояния износостойкого покрытия, сформированного на мартенситной стали	
Капралов Е.В., Райков С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. ¹ , Будовских Е.А., Соснин К.В., Ващук Е.С., Г. Танг ² (Новокузнецк, ¹ Томск, Россия, ² Шеньжень, КНР)	230
Закономерности и механизмы эволюции зёрненной структуры в сплаве $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ при тёплом изотермическом авс-прессовании	
Кашин О.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Круковский К.В. (Томск, Россия)	231
Перспективы использования плазменно-иммерсионной ионной модификации поверхности сердечно-сосудистых имплантатов из сплавов на основе никелида титана	
Лотков А.И., Кашин О.А., Мейснер Л.Л., Борисов Д.П. (Томск, Россия)	233
Влияние режима термообработки на проявление эффекта сверхэластичности при разработке внутрисосудистых медицинских имплантатов из сплавов на основе никелида титана	
Лотков А.И., Кашин О.А., Гришков В.Н., Мейснер Л.Л. (Томск, Россия)	234
Кристаллографические параметры в геометрически и топологически плотноупакованных сверхструктурах	
Кнестягин Е.А., Морозов М.М. ¹ , Потекаев А.И., Клопотова А., Кулагина В.В., Маркова Т.Н. ¹ , Клопотов В.Д. (Томск, ¹ Новокузнецк Россия)	235
Влияние предварительного ультразвукового поверхностного модифи- цирования на диффузионное насыщение хромистых сталей азотом	
Ковалевская Ж.Г., Клименов В.А. (Томск, Россия)	237
Особенности модифицирования наплавленного металла СВС- карбонитридами и алюмонитридами титана при дуговой износостойкой наплавке.	
Гальченко Н.К., Самарцев В.П., Колесникова К.А., Хамичёнок В.В. ¹ (Томск, ¹ Новокузнецк, Россия)	238

Физико-механические свойства структур сталей, получаемых высокотемпературным синтезом	
<i>Сапченко И.Г., Комаров О.Н., Жилин С.Г., Потянихин Д.А.¹</i> (Владивосток, Комсомольск-на-Амуре, Россия)	239
Исследование смачиваемости кальцийфосфатных и оксидных покрытий на титане с различной шероховатостью	
<i>Комарова Е.Г., Чебодаева В.В., Шаркеев Ю.П. (Томск, Россия)</i>	240
On dependence of effective mechanical properties of ceramics on partial concentrations of different sized pores in its structure	
<i>Konovalenko Ig.S., Smolin A.Yu., Konovalenko Iv.S., Promakhov V.V., Psakhie S.G. (Tomsk, Russia)</i>	242
Структурные превращения на рабочей поверхности порошковых катодов Al-Cr и Al-Cr-Si под действием вакуумной дуги и ионной бомбардировки	
<i>Прибытков Г.А., Коржова В.В. (Томск, Россия)</i>	243
Влияние механической активации в планетарной шаровой мельнице на особенности микроструктуры и свойства металлических порошков и композитов на их основе	
<i>Корчагин М.А., Дитенберг И.А.¹, Денисов К.И.¹, Тюменцев А.Н.¹ (Новосибирск, ¹Томск, Россия)</i>	244
Detonation spraying of Ti ₃ SiC ₂ -Cu: interfacial reactions and formation of nanostructured coatings	
<i>Dudina D.V., Korchagin M.A., Ulianitsky V.Yu., Batraev I.S. (Novosibirsk, Russia)</i>	246
Влияние содержания MgO на плотность и сопротивление термическому удару в системе Al ₂ O ₃ – MgO	
<i>Кретов Ю.Л., Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i>	246
Ориентационная зависимость эффекта памяти формы и сверхэластичности в монокристаллах ферромагнитного сплава Co ₄₉ Ni ₂₁ Ga ₃₀	
<i>Кретицина И.В. (Томск, Россия)</i>	247
Спекание порошковых катодных материалов Ti – Cr	
<i>Криницын М.Г., Прибытков Г.А., Стрельницкий В.Е.¹</i> (Томск, Россия, ¹ Харьков, Украина)	249
Особенности формирования наночастиц с блочной структурой при синхронном электрическом взрыве металлических проволок	
<i>Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Абдрашитов А.В., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i>	250
Синтез карбида циркония и исследование полученных характеристик	
<i>Кузнецова В.В., Крутский Ю.Л. (Новосибирск, Россия)</i>	251
Эффект памяти формы и сверхэластичность в [001] монокристаллах сплава FeNiCoAlNb	
<i>Куц О.А. (Томск, Россия)</i>	253

Получение наноразмерных порошков металлов в процессах импульсного электролиза анодно синтезированных электролитов <i>Липкин В.М. (Новочеркасск, Россия)</i>	255
Структура и свойства метастабильной аустенитной стали после прямых и обратных деформационных мартенситных превращений <i>Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Тюменцев А.Н. (Томск, Россия)</i> ...	256
Синтез многокомпонентных наночастиц Al/Si при совместном электрическом взрыве проводников <i>Ложкомоев А.С., Домашенко В.В., Лернер М.И., Тимофеев С.С. (Томск, Россия)</i>	258
Закономерности и механизмы измельчения зёрен при больших пластических деформациях и ионной имплантации в сплавах на основе никелида титана <i>Лотков А.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Мейснер Л.Л., Мейснер С.Н. (Томск, Россия)</i>	259
Структура зоны соединения стекла и стали при сварке плавлением, при получении стеклометаллокомпозита <i>Любимова О.Н., Морковин А.В., Дрюк С.А. (Владивосток, Россия)</i>	260
Исследование структуры низкоуглеродистой стали 06МБФ в различных исходных состояниях после кручения на наковальнях Бриджмена <i>Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Кошовкина В.С., Хомякова Г.В., Тулеева М.С., Мельников Е.В., Найденкин Е.В., Одесский П.Д.¹, Добаткин С.В.¹ (Томск, ¹Москва, Россия)</i>	261
Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания стальных поверхностей <i>Кузнецов В.П., Макаров А.В.¹, Псахье С.Г.², Саврай Р.А.² (Курган, ¹Екатеринбург, ²Томск, Россия)</i>	262
Комплексные дифракционные исследования субструктуры и внутризеренных границ раздела, возникающих в поверхностных слоях TiNi после воздействий на них ионными пучками <i>Мейснер С.Н., Лотков А.И., Твердохлебова А.В., Мейснер Л.Л., Полетика Т.М., Гирсова С.Л. (Томск, Россия)</i>	264
Влияние прокатки на структуру и механизмы деформации аустенитной стали 08X17H14M2, легированной водородом <i>Мельников Е.В., Козлова Т.А., Тулеева М.С., Майер Г.Г., Астафурова Е.Г. (Томск, Россия)</i>	266
Влияние ультразвуковойковки на структуру и свойства аустенитной азотистой стали <i>Наркевич Н.А., Толмачев А.И., Лемешев Н.М., Рахматулина Т.В. (Томск, Россия)</i>	267
Исследование динамики очистки углеродных нановолокон в растворах азотной кислоты <i>Немзорова М.А., Тихонина К.В., Дюкова К.Д. (Новосибирск, Россия).</i>	269

Ионное азотирование инструментальных сталей в тлеющем разряде <i>Овечкин Б.Б., Тогина Д.А. (Томск, Россия)</i>	270
Bulk nanostructuring intermetallic composite material <i>Ovcharenko V.E. (Томск, Россия)</i>	271
Structural state scale-dependent physical characteristics and endurance of cermet composite for cutting metal <i>Ovcharenko V.E., Ivanov Yu.F., Mohovikov A.A. (Томск, Россия)</i>	272
Modification of structure and properties of nickel alloys with nanostructured composite powders <i>Cherepanov A.N., Ovcharenko V.E., Lu Guangxun¹, Cao Lamei¹ (Томск, Россия, ¹Beijing, China)</i>	274
Формирование и особенности распределения мартенситной фазы B19' в поверхностных слоях сплавов TiNi после электронно- пучковых воздействий <i>Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л., Гудимова Е.Ю., Лотков А.И., Захарова М.А. (Томск, Россия)</i>	275
Высокотемпературная сверхэластичность и двусторонний эффект памяти формы в нанокompозитах ферромагнитных сплавов CoNiAl, NiFeGaCo <i>Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Тимофеева Е.Е., Ефтифеева А.С., Ветошкина Н.Г., Maier H.¹ (Томск, Россия, ¹Hannover, Germany)</i>	276
Влияние закалки стали 16ХСН в условиях превращения на свойства нормалей летательных аппаратов <i>Пиццык В.С., Муравьев В.И., Мартынюк А.М. (Комсомольск-на-Амуре, Россия)</i>	278
Термическая стабильность микроструктуры 12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей в процессе длительных отжигов при высоких температурах <i>Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Астафурова Е.Г., Чернов В.М.¹, Леонтьева-Смирнова М.В.¹ (Томск, Москва, Россия)</i>	280
Структурная перестройка расслоение-упорядочение и электронная теплоемкость углеродных нанотрубок <i>Пономарёв А.Н., Егорушкин В.Е., Мельникова Н.В., Бобенко Н.Г. (Томск, Россия)</i>	281
Структура, прочность и разрушение порошковых катодных материалов на основе алюминия» <i>Прибытков Г.А., Коржова В.В., Фирсина И.А. (Томск, Россия)</i>	283
Структура и физико-механические свойства горячепрессованных порошковых композитов Al-Ti, Al-Ti-Si <i>Прибытков Г.А., Фирсина И.А. (Томск, Россия)</i>	285

Влияние низкотемпературных отжигов на структурно-фазовое состояние и механические свойства титанового сплава ПТ-3В в субмикрокристаллическом состоянии.	287
<i>Раточка И.В., Лыкова О.Н. (Томск, Россия)</i>	
Эволюция зеренно-субзеренной структуры субмикрокристаллической меди после низкотемпературного отжига	
<i>Рахматулина Т.В., Кузнецов П.В., Миронов Ю.П., Беляева И.В. (Томск, Россия)</i>	288
Transport and magneto-optical properties of bilayer graphene in external fields within two- and four-band QFT approximation	
<i>Gusynin V.P., Reshetnyak A.A.¹, Sharapov S.G. (Kiev, Ukraine, ¹Tomsk, Russia)</i>	289
Исследование дислокационной субструктуры, формирующейся в электроэрозионностойких покрытиях	
<i>Романов Д.А., Олесюк О.В., Будовских Е.А., Громов Е.А. (Новокузнецк, Россия)</i>	290
Технология формирования поверхностных слоев из материала с эффектом памяти формы осаждением из расплава легкоплавких металлов	
<i>Русинов П.О., Бледнова Ж.М. (Краснодар, Россия)</i>	292
Структурно-фазовое состояние и механические свойства прозрачных покрытий на основе SI-AL-N на кварцевых стеклах	
<i>Рыбалко Е.В., Сергеев В.П., Калашиников М.П., Христенко Ю.Ф., Божко И.А., Воронов А.В. (Томск, Россия)</i>	294
Исследование полупроводниковых свойств аморфного наноселена, стабилизированного с помощью ПАВ	
<i>Савинцев Ю.П., Савинцева С.А., Иванов К.В.¹, Машковцев Р.И., Найден Е.П.¹, Горяйнов С.В., Шевченко В.С., Уракаев Ф.Х. (Новосибирск, ¹Томск, Россия)</i>	295
Влияние пористости на упругие и прочностные свойства керамики на основе оксида алюминия и диоксида циркония	
<i>Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i>	296
Формирование мезоструктур на поверхности трения и износостойкость трансформационно-упрочнённых керамических и металлокерамических композитов	
<i>Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i>	297
Механические и триботехнические свойства композиционных материалов ZrO ₂ -Al ₂ O ₃ -WC–сталь гадфильда	
<i>Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Григорьев М.В., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i>	299

Магнетронное осаждение металло-керамических защитных покрытий на стекла иллюминаторов космических аппаратов <i>Сергеев В.П., Панин В.Е., Псахье С.Г., Чернявский А.Г.¹, Свечкин В.П.¹, Христенко Ю.Ф., Калашиников М.П., Воронов А.В. (Томск, ¹Королёв, Россия)</i>	301
Tribological properties and microstructure of gradient nanocomposite coatings on the basis of Ti-Al-Cr-B-N system <i>Sergeev O.V., Sergeev V.P., Fedorischeva M.V., Kalashnikov M.P. (Tomsk, Russia)</i>	302
Влияние примесей замещения на сорбцию водорода в цирконии <i>Спиридонова Т.И., Туч Е.В., Бакулин А.В., Кулькова С.Е. (Томск, Россия)</i>	303
Микроструктура и износостойкость поверхностного слоя меди, модифицированного высокодозной имплантацией ионов N ⁺ <i>Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Калашиников М.П., Сергеев О.В., Жарков С.Ю. (Томск, Россия)</i>	305
Фрикционная обработка среднеуглеродистой стали <i>Тарасов С.Ю., Мельников А.Г., Рубцов В.Е. (Томск, Россия)</i>	306
Адгезия на границах раздела Ta(Mo)-TiNi <i>Тарасов К.Ю., Бакулин А.В., Кулькова С.Е. (Томск, Россия)</i>	307
Влияние тепловой изотермической деформации на микроструктуру и мартенситные превращения в сплавах на основе никелида титана <i>Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашин О.А., Батулин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю. (Томск, Россия)</i>	309
Особенности развития высокотемпературной сверхэластичности в монокристаллах сплавов NiFeGa при деформации сжатием <i>Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Тагильцев А.И., Чумляков Ю.И. (Томск, Россия)</i>	310
Изменения структуры и фазовых состояний BiFeO ₃ при прецизионном модифицировании лантаном <i>Титов С.В., Вербенко И.А., Шилкина Л.А., Шабанов В.М., Алёшин В.А., Титов В.В., Резниченко Л.А. (Ростов-на-Дону, Россия)</i>	311
Исследование электрофизических свойств эпоксидных композитов на базе терморасширенного графита <i>Тихонина К.В., Немзорова М.А., Дюкова К.Д. (Новосибирск, Россия).</i>	313
Термическая стабильность ультрамелкозернистой структуры, сформированной в аустенитных сталях Fe-Mn-(Al)-C методом кручения под квазигидростатическим давлением <i>Тукеева М.С., Мельников Е.В., Майер Г.Г., Астафурова Е.Г. (Томск, Россия)</i>	314
Тонкая структура и механические свойства слоя Zr - Y - O в многослойных покрытиях Zr - Y - O/ Si - Al - N <i>Федорищева М.В., Сергеев В.П., Калашиников М.П., Бардова А.Е. (Томск, Россия)</i>	315

Тонкая структура покрытия на основе системы Ni-Al, сформированного методом магнетронного напыления и ионной бомбардировки <i>Федорищева М.В., Сергеев В.П., Калашников М.П., Воронов А.В.</i> <i>(Томск, Россия)</i>	317
Влияние дефектов структуры на скорость фазового перехода в одномерном наноманетике <i>Шабунин М.Е., Шабунина Е.В. (Абакан, Россия)</i>	318
RF-magnetron calcium phosphate coatings on bioinert metals: structure and properties <i>Sharkeev Y.P., Kulyashova K.S., Glushko Y.A., Belyavskaya O.A.,</i> <i>Sainova A.B., Shulepov I.A. (Tomsk, Russia)</i>	320
Микроструктура и механические свойства сплава Ti - 40 масс.% Nb после интенсивной пластической деформации <i>Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Глухов И.А., Zhu Q.¹,</i> <i>Толмачев А.И. (Томск, Россия, ¹Пекин, Китай)</i>	321
Определение наноструктурных характеристик продукта плавления кварцевого песка <i>Волокитин О.Г., Шеховцов В.В. (Томск, Россия)</i>	322
Исследование процессов релаксации дефектов структуры и кинетики образования карбида алюминия в композитах на основе алюминия с углеродными нанотрубками при различной термообработке <i>Шутилов Р.А.¹, Кузнецов В.Л.^{1,2}, Селютин А.Г.¹, Шмаков А.Н.¹,</i> <i>Мосеенков С.И.¹ (Новосибирск, ¹Томск, Россия)</i>	324

Секция 5. Междисциплинарные проблемы: тонкие пленки и многослойные покрытия, неразрушающий контроль, молекулярная биология

Применение многочастотных вихретоковых измерений для неразрушающей диагностики металлических материалов <i>Егоров А.В., Поляков В.В., Бартенев А.М. (Барнаул, Россия)</i>	329
Исследование механических повреждений оптического стекла с защитными покрытиями при воздействии высокоскоростных частиц <i>Божко И.А., Христенко Ю.Ф., Сергеев В.П. (Томск, Россия)</i>	330
Роль структуры поверхности BI_2SE_3 в процессах адсорбции молекулярного и атомного кислорода <i>Борисова С.Д., Русина Г.Г. (Томск, Россия)</i>	331
Специализированный программный комплекс для исследования мезоструктуры композитов <i>Гергега А.Н., Остапкевич М.Б.¹</i> <i>(Одесса, Украина, ¹Новосибирск, Россия)</i>	332

Влияние входных параметров на точность метода КЦИ <i>Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С. (Томск, Россия).</i>	334
Модификация поверхности сплава ВТ6 электровзрывным легированием и электронно-пучковой обработкой <i>Иванов Ю.Ф., Кобзарева Т.Ю.¹, Райков С.В.¹, Громов В.Е.¹, Соскова Н.А.¹, Будовских Е.А.¹ (Томск, Новокузнецк, Россия).....</i>	335
Атомно-силовая микроскопия биологических объектов <i>Козельская А.И., Панин А.В. (Томск, Россия)</i>	337
Термография как метод мониторинга качества сварки трением с перемешиванием <i>Рубцов В.Е., Руденский Г.Е., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю., Васильев П.А.¹, Бакишев В.А. (Томск, ¹Чебоксары, Россия).....</i>	338
Радиографический контроль сварных швов, полученных методом сварки трением с перемешиванием <i>Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. (Томск, Россия).....</i>	339
Неразрушающий контроль дефектов в сварных швах, полученных сваркой трением с перемешиванием <i>Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., , Колубаев Е.А. (Томск, Россия).....</i>	341
Особенности поведения временных и амплитудных распределений акустической эмиссии при разрушении пористого железа <i>Лепендин А.А., Егоров А.В., Поляков В.В. (Барнаул, Россия).....</i>	342
Неразрушающий экспресс-контроль содержания углерода в сталях и сплавах <i>Седов А.В., Липкин М.С., Липкин С.М., Онышко Д.А., Лыткин Н.А., Рарова Н.В. (Новочеркасск, Ростов-на-Дону, Россия)</i>	344
Porosity and biocompatibility study of ZrO ₂ - and Al ₂ O ₃ - based ceramic implants <i>Litvinova L., Shusharina N., Shupletsova V., Leitsin V., Kulkov S.¹, Vasyliiev R.², Zubov D.² (Kaliningrad, ¹Tomsk, Russia, ²Kiev, Ukraine).</i>	346
Влияние твердого промежуточного подслоя на характер контактного взаимодействия и изнашивания электролитических покрытий на основе золота <i>Лязгин А.О., Шугуров А.Р., Панин А.В. (Томск, Россия).....</i>	347
Неразрушающее изучение приповерхностных одномерных неоднородностей кристаллического вещества рентгенодифракционным методом <i>Миронов Ю.П. (Томск, Россия)</i>	348
Управление механическими свойствами сталей наноструктурированием их дефектной структуры с применением метода акустической эмиссии <i>Муравьев В.И., Фролов А.В. (Комсомольск-на-Амуре, Россия).....</i>	350

Структура роста и деформации градиентных и градиентно-слоистых покрытий системы Ti-AL-SI-CU-N.	
<i>Овчинников С.В., Коротаев А.Д., Пинжун Ю.П. (Томск, Россия) ...</i>	351
Vibron transport in macromolecular chains	
<i>Cevizovic D., Ivic Z., Galovic S., Chizhov A.¹, Reshetnyak A.²</i>	
<i>(Beograd, Serbia, ¹Dubna, ²Tomsk, Russia)</i>	353
Ultrathin films of nickel on the Cu(100) surface:	
atomic structure and phonons	
<i>Rusina G.G., Borisova S.D., Chulkov E.V.¹</i>	
<i>(Tomsk, Russia, ¹San Sebastian, Spain)</i>	354
Акустическое определение локализованных напряжений, возникающих при электросварке в мостовых металлических конструкциях	
<i>Семухин Б.С., Музалев В.Н. (Томск, Россия)</i>	355
Использование методов моделирования волновых процессов для контроля дефектности неметаллических материалов	
<i>Фурса Т.В., Люкин Б.А., Уцын Г.Е. (Томск, Россия)</i>	356
Фазовый состав и структура многослойных покрытий на основе системы Ni-Al	
<i>Федорищева М.В., Сергеев В.П., Калашиников М.П.,</i>	
<i>Воронов А.В., Божко И.А. (Томск, Россия)</i>	357
Механизмы возникновения и релаксации напряжений в тонких пленках и покрытиях	
<i>Шугуров А.Р., Панин А.В. (Томск, Россия)</i>	359

Секция 6. Высокоэнергетические воздействия

Влияние размеров образца на режимы превращения, реализующиеся при соединении разнородных материалов с использованием синтеза в твердой фазе	
<i>Алигожина К.А., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i>	363
Теплофизическая модель обработки металла высокоэнергетическим источником тепла	
<i>Анисимова М.А., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i>	364
Анализ статистических закономерностей распределений фрагментов трубчатых образцов из оксида алюминия	
<i>Банникова И.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б. (Пермь, Россия)</i>	365
Модифицирование поверхности, физико-химических и технологических свойств геоматериалов наносекундными импульсами высокого напряжения	
<i>Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Хабарова И.А., Копорулина Е.В.</i>	
<i>(Москва, Россия)</i>	366

Особенности структурообразования эвтектического хромованадиевого чугуна при быстрой кристаллизации и последующем старении <i>Дампилов Б.В., Дураков В.Г., Зиганин А.И., Толстоулаков А.М. (Томск, Россия)</i>	367
Вплавление импульсным электронным пучком сверхтвердых нанокристаллических покрытий в подложку – метод кардинального повышения сил адгезии системы покрытие/подложка <i>Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Ткаченко А.В. (Томск, Россия)</i>	369
Градиентный нанокompозит, формирующийся при электронно-ионно-плазменной обработке титана: структура, свойства <i>Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Громов В.Е., Будовских Е.А. (Томск, Новокузнецк, Россия)</i>	370
Численное исследование эффективных механических свойств стохастических композитов с учётом влияния эволюции структуры в условиях интенсивных динамических воздействий <i>Каракулов В.В., Смолин И.Ю., Скрипняк В.А. (Томск, Россия)</i>	372
Электронно-пучковая обработка титанового сплава ВТ6 после электровзрывного науглероживания с карбидом кремния <i>Кобзарева Т.Ю., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.¹, Ващук Е.С. (Новокузнецк, ¹Томск, Россия)</i>	373
Численное моделирование деформации и разрушения керамических преград при высокоскоростном нагружении <i>Ковалев В.А., Козулин А.А. (Томск, Россия)</i>	375
Численное моделирование разрушения анизотропных материалов, характеризующихся высокой степенью анизотропии относительного удлинения при разрыве <i>Кобенко С.В., Кривошеина М.Н.¹, Козлова М.А.¹, Туч Е.В.¹, Коньшева И.Ю.¹ (Нижневартонск, ¹Томск, Россия)</i>	376
Ультразвуковая обработка сварного соединения алюминиево-магниевого сплава, полученного сваркой трением с перемешиванием <i>Колубаев Е.А., Колубаев А.В., Сизова О.В., Толмачев А.И. (Томск, Россия)</i>	377
Фрагментированная дислокационная субструктура в деформированных гцк сплавах Cu – Al, ее параметры, взаимосвязь с напряжением течения <i>Конев Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. (Томск, Россия)</i>	379
Моделирование деформации высокопористых металлов и сплавов при динамическом нагружении <i>Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Козлова М.А., Кобенко С.В.¹, Коньшева И.Ю. (Томск, ¹Нижневартонск, Россия)</i>	380

Влияние модификации поверхности методами высокодозной ионной имплантации и электроискрового легирования молибденом на закономерности изнашивания сплава на основе никелида титана <i>Круковский К.В., Кашин О.А., А.И. Лотков (Томск, Россия).....</i>	381
Изучение покрытий полученных высокоэнергетическим синтезом из комплексных солей на поверхностях титановыхподложек <i>Ли Ю.В., Кульков С.С., Козулин А.А., Кинеловский С.А.¹, Кульков С.Н. (Томск, ¹Новосибирск, Россия)</i>	383
Comparative impact analysis of laser radiation on steel grades 1045 and 5140 <i>Лобанкова О. В., Зыков И. Ю., Мельников А. Г. (Томск, Россия)</i>	384
Модель поведения нитридов и их смесей при высоких динамических нагрузках <i>Маевский К.К., Кинеловский С.А. (Новосибирск, Россия)</i>	385
Механизмы фрагментации структуры приповерхностного слоя никелида титана в результате воздействия на него ионными пучками <i>Мейснер Л.Л., Полетика Т.М., Мейснер С.Н., Твердохлебова А.В., Гирсова С.Л. (Томск, Россия)</i>	387
Исследования структурно-неоднородных фазовых состояний в поверхностных слоях никелида титана, модифицированных элионными и иммерсионными ионно-плазменными методами <i>Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Мейснер С.Н., Кашин О.А., Кудряшов А.Н.¹, Лотков А.И. (Томск, ¹Новосибирск, Россия)</i>	389
Влияние параметров импульсного электронно-пучкового воздействия на формирование модифицированного приповерхностного слоя в никелиде титана <i>Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Лотков А.И. (Томск, Россия)</i>	390
Неравновесные структурные состояния в поверхностном слое медицинского сплава на основе никелида титана, модифицированного электронно-пучковым воздействием <i>Нейман А.А., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Сёмин В.О. (Томск, Россия)</i>	392
Обработка конструкционных материалов электронными и ионными пучками <i>Панин А.В. (Томск, Россия)</i>	394
The influence of vacancy generation on the initial stage of ion implantation <i>Parfenova E.S., Knyazeva A.G. (Томск, Россия)</i>	395
Фазовое состояние вещества при диспергировании проводников из металлов и бинарных сплавов импульсом тока <i>Первиков А.В., Лернер М.И., Глазкова Е.А., Домашенко В.В. (Томск, Россия)</i>	396

Экспериментальные и численные исследования поведения балок из клееной древесины при импульсных и ударных нагрузках <i>Радченко П.А., Батуев С.П., Копаница Д.Г., Лоскутова Д.В., Лебедев И.А., Радченко А.В. (Томск, Россия)</i>	397
Разрушение композитных материалов с металлической и неметаллической матрицей при динамических нагрузках <i>Радченко П.А., Батуев С.П., Плевков В.С., Радченко А.В. (Томск, Россия)</i>	398
Исследование динамики деформации и разрушения наноструктурной керамики: эксперимент и моделирование <i>Скрипняк В.В., Шилько Е.В., Скрипняк В.А., Псахье С.Г., Брагов А.М.¹, Ломунов А.К.¹, Игумнов Л.А.¹ (Томск, ¹Нижний Новгород, Россия)</i>	399
Evolution of multi-scale structure and properties of initial SHS cermet powders and plasma-sprayed coatings at high-energy impacts on components <i>Solonenko O.P., Ovcharenko V.E.¹, Ivanov Yu.F.¹, Chesnokov A.E., Smirnov A.V., Golovin A.A. (Новосибирск, ¹Томск, Россия)</i>	400
Структура и свойства поверхностных слоев технически чистого титана после электровзрывного легирования Ti-Y <i>Соснин К.В., Райков С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.¹, Будовских Е.А., Ващук Е.С. (Новокузнецк, ¹Томск, Россия)</i>	402
Анализ угловой разориентации фрагментов субструктуры поверхностных зерен никелида титана после воздействия на них ионами кремния <i>Твердохлебова А.В., Мейснер Л.Л., Мейснер С.Н. (Томск, Россия)</i> ..	403

Секция 7. Геодинамика и тектоника

Теоретическое исследование влияния порового давления на механический отклик газонасыщенных проницаемых материалов <i>Астафуров С.В., Шилько Е.В., Димаки А.В., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i>	407
Численное изучение деформации горных пород в режимах дилатансии и уплотнения <i>Стефанов Ю.П.^{1,2}, Бакеев Р.А.¹, Зайцев В.А.³, Ахтямова А.И.¹ (¹Томск, ²Новосибирск, ³Пермь, Россия)</i>	408
Структура разломной зоны при разрывном сдвиге основания <i>Бакеев Р.А.¹, Стефанов Ю.П.^{1,2}, Щербаков И.В.¹ (¹Томск, ²Новосибирск, Россия)</i>	409

Экспериментальное и численное изучение квазихрупкого разрушения горных пород <i>Еремин М.О., Макаров П.В., Костандов Ю.А.¹ (Томск, ¹Симферополь, Россия)</i>	410
Дискретно-элементный анализ давления сыпучего материала на подпорную стенку <i>Клишин С.В. (Новосибирск, Россия)</i>	411
Закономерности взрывного предразрушения в горных породах как структурно-неоднородной среды под действием волн напряжений <i>Викторова С.Д., Кочанов А.Н. (Москва, Россия)</i>	412
Особенности зарождения и развития радиационных дефектов в механически нагруженных кристаллитах <i>Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i>	413
Кристаллографический анализ ориентаций зерен геопород на мезо- и микромасштабном уровнях <i>Кульков А.С., Чернышов А.И., Лычагин Д.В., Тишин П.А. (Томск, Россия)</i>	414
К расчету деформирования и устойчивости целиков горного массива <i>Лавриков С.В., Ревуженко А.Ф. (Новосибирск, Россия)</i>	416
Геосреда как нелинейная динамическая система. Эволюционная концепция развития землетрясений <i>Макаров П.В. (Томск, Россия)</i>	417
Геодинамика возникновения газодинамических явлений в тектонически нарушенных техногенно изменяемых углепородных массивах шахт <i>Захаров В.Н., Малинникова О.Н., Фейт Г.Н. (Москва, Россия)</i>	418
Численное моделирование тектонических течений и сейсмического процесса в центральной Азии <i>Перышкин А.Ю., Макаров П.В., Еремин М.О. (Томск, Россия)</i>	419
Критерии хрупкого разрушения, основанные на новой системе инвариантов тензора напряжений <i>Ревуженко А.Ф., Микенина О.А. (Новосибирск, Россия)</i>	419
Физические условия подготовки и прогнозирования динамических актов разрушения байкальского ледяного покрова <i>Ружич В.В., Черных Е.Н., Шилько Е.В.¹, Псахье С.Г.¹ (Иркутск, ¹Томск, Россия)</i>	420
Нестабильность скольжения в зонах тектонических разломов результаты натурных измерений и экспериментов <i>Ружич В.В., Черных Е.Н., Шилько Е.В.¹, Псахье С.Г.¹ (Иркутск, ¹Томск, Россия)</i>	421

Изучение возможности прогнозирования сейсмогенерирующих динамических явлений в земной коре на примере ледового покрова озера Байкал <i>Ружич В.В., Черных Е.Н., Шилько Е.В.¹, Псахье С.Г.¹ (Иркутск, ¹Томск, Россия)</i>	422
Локализация упругих деформаций и возникновение пластичности в блочных геологических средах <i>Сибиряков Б.П. (Новосибирск, Россия)</i>	424
Расчет излучения сейсмических волн при продвижения трещины <i>Стефанов Ю.П.^{1,2}, Дучков А.А.², Немирович-Данченко М.М.² (¹Томск, ²Новосибирск, Россия)</i>	425
Формирование зон неупругой деформации вокруг скважин и выработок <i>Стефанов Ю.П.^{1,2}, Бакеев Р.А.¹, Устинов К.Б.³, Романов А.С.¹ (¹Томск, ²Новосибирск, ³Москва, Россия)</i>	425
Численное исследование условий развития горных систем <i>Суворов В.Д.¹, Стефанов Ю.П.^{1,2}, Павлов Е.В.¹, Кочнев В.А.³, Мельник Е.А.¹ (¹Новосибирск, ²Томск, ³Красноярск, Россия)</i>	426
Возможности прогноза опасных динамических явлений в горных массивах с выработками <i>Черепов А.А., Еремин М.О.¹, Макаров П.В.¹, Евтушенко Е.П.¹ (Новокузнецк, ¹Томск, Россия)</i>	427
Теоретическое изучение особенностей неустойчивого роста трещин продольного сдвига в «дорэлеевском» и «сверхсдвиговом» режимах <i>Шилько Е.В., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i>	428
Именной указатель	429

Секция 1.
Основные принципы и методология
физической мезомеханики
многоуровневых систем

APPLICATION OF DISCRETE-CONTINUAL FINITE ELEMENT METHOD FOR GLOBAL AND LOCAL ANALYSIS OF MULTILEVEL SYSTEMS

Akimov P.A., Belostosky A.M., Sidorov V.N., Negrozov O.A.

Moscow State University of Civil Engineering, Russia

ipm@mgsu.ru

The distinctive paper is devoted to discrete-continual finite element method (DCFEM) of analysis of structures with regular (constant or piecewise constant) physical and geometrical parameters in some coordinate direction (so-called “basic” direction). Effective qualitative multilevel analysis of local and global stress-strain state of such structures is normally required in various technical problems. It is commonly known that defects and failures are mostly local in nature. However total load-bearing capacity of the structure, associated with the condition of limit equilibrium, is determined by its global behavior. Therefore multilevel approach within DCFEM is peculiarly relevant and apparently preferable in all aspects for qualitative and quantitative analysis of calculation data. Wavelet analysis provides effective and popular tool for such researches.

Operational continual formulations of two-dimensional and three-dimensional problems of structural analysis, based on theory of distributions and the so-called method of extended domain, are given. Resultant multipoint boundary problems for system of ordinary differential equations with operator coefficients are the united expressions, including condition within the domain and boundary conditions and providing matched weight factors.

DCFEM presupposes finite element approximation of extended domain along directions of structure perpendicular to the basic direction, while along basic direction problem remain continual (thus extended domain is divided into discrete-continual finite elements). Discrete-continual formulation of the typical problem is the multipoint boundary problem for system of ordinary differential equations with numerical coefficients. Its solution is accentuated by numerous factors. They include boundary effects (stiff systems) and considerable number of differential equations (several thousands). Moreover, matrices of coefficients of a system normally have eigenvalues of opposite signs and corresponding Jordan matrices are not diagonal. Special method of solution of multipoint boundary problems for systems of ordinary differential equations with piecewise constant coefficients in structural analysis has been developed. Not only does it overcome all difficulties mentioned above but its major peculiarities also include universality, computer-oriented algorithm, computational stability, optimal conditionality of resultant systems and partial Jordan decomposition of matrix of coefficient, eliminating necessity of calculation of root vectors.

Analytical solution along basic direction is apparently preferable in all aspects for qualitative analysis of calculation data. It allows investigator to consider boundary effects when some components of solution are rapidly

varying functions. Due to the abrupt decrease inside of mesh elements in many cases their rate of change can't be adequately considered by conventional numerical methods while analytics enables study. Another feature of DCFEM is the absence of limitations on lengths of structures, this method is peculiarly relevant. Generally, semianalytical formulation are contemporary mathematical models which currently becoming available for computer realization.

Wavelets provide effective tool for local structural analysis within DCFEM. After expansion of the solution with the use of local wavelet basis corresponding components are considered at each level of the basis. Local solution for several prescribed subdomains is normally required. If we don't need to find complete solution we can reduce the number of unknowns with a small error in local solutions. Special algorithms of averaging within multigrid approach and reduction of the problem are presented.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ С В2 СТРУКТУРОЙ

Батурин А.А., Лотков А.И., Лидер А.М., Бордулев Ю.С., Лаптев Р.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
abat@ispms.tsc.ru*

В работе на основе собственных результатов и литературных данных анализируется современное состояние исследования влияния деформационных точечных дефектов на свойства и структурные превращения в процессе пластической деформации в интерметаллических соединениях с В2 структурой. Деформационные точечные дефекты играют значительную роль в аномальном массопереносе, ползучести при повышенных температурах, статической и динамической рекристаллизации, формировании пор, структурообразовании.

В упорядоченных соединениях тип точечных дефектов значительно разнообразней, чем в чистых металлах. Это могут быть вакансии на разных подрешётках В2 структуры, а также структурные вакансии с нулевой энергией образования, антиструктурные атомы, а также комплексы из различных точечных дефектов. Всё это определяет особенности поведения механических свойств с возрастанием температуры в этих соединениях («аномалия предела упругости») или при отклонении от стехиометрического состава. Исследования современными ядерно-физическими методами показывает, что при интенсивной пластической деформации (ИПД) интерметаллидов с В2 структурой может образовываться неравновесная концентрация точечных дефектов составляющая до 2-3 атомных процентов, то есть значительно выше, чем при ИПД чистых металлов. Вклад в накопленную при деформации упругую энергию от такой концентрации точечных дефектов становится

сравнимым и даже превышает вклады от линейных дефектов и границ зёрен, что неизбежно влияет на процессы структурообразования, в частности на фазовый переход кристалл-аморфное состояние. В работе анализируются последние исследования по эволюции вакансионных дефектов и их комплексов при ИПД сплавов на основе никелида титана.

Работа поддержана проектом СО РАН III.23.2.2 и проектом №21 Программы №8 Президиума РАН.

ИССЛЕДОВАНИЕ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ДВУХУРОВНЕВЫХ ФИЗИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ПЛАСТИЧНОСТИ

Волегов П.С., Трусов П.В., Янц А.Ю., Швейкин А.И.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
crocinc@mail.ru*

В современных технологиях переработки материалов процессы интенсивного пластического деформирования (ИПД) играют весьма важную роль, особенно при получении текстурированных, субмикро- и нанокристаллических материалов, обладающих высокими рабочими характеристиками. С позиций классической механики деформируемого твердого тела используемые в процессах ИПД материалы относятся к средам с памятью, реакция которых на воздействия определяется предысторией нагружения, его сложностью. Для количественной оценки последней в теории пластичности широко применяются введенные А.А. Ильюшиным понятия (векторов напряжений и деформаций, траектории деформации, образа процесса нагружения). С другой стороны, в последние десятилетия интенсивно развиваются модели, часто называемые физическими теориями пластичности (ФТП), основанные на введении параметров, описывающих эволюционирующую мезо- и микроструктуру материалов.

В работе используется модель, основанная на двухуровневом подходе к рассмотрению неупругого деформирования поликристаллических металлов. В качестве макроуровня используется уровень представительного макрообъема материала, а под мезоуровнем подразумевается уровень отдельного кристаллита. Рассмотрена задача согласования определяющих соотношений различных масштабных уровней в двухуровневых моделях неупругого деформирования, получены выражения для тензоров спина макроуровня и неупругой составляющей тензора деформации скорости, позволяющие выполнить условия согласования.

Корректное описание упрочнения является существенно важным механизмом описания пластической деформации, позволяя в численных экспериментах получать зависимости, соответствующие экспериментам; с другой стороны, именно в законах упрочнения заложено описание микроструктуры материала и закономерности ее эволюции.

Упрочнение разделяется на «неориентированное» и «ориентированное». Первое описывает упрочнение независимо от направления деформирования (под это определение подпадают такие процессы, как образование пересечений дислокаций, жгутов, кос, барьеров Ломера – Коттрелла), и такое упрочнение приводит к увеличению критического напряжения сдвига сразу на многих системах скольжения (или на всех сразу). Второе связано с накоплением упругой энергии на «поджатых дислокациях» (на различных барьерах), эта энергия может (полностью или частично) высвободиться при «развороте» направления деформирования. Второй тип, вообще говоря, может быть описан за счет кинематического упрочнения (введения в закон упрочнения остаточных микронапряжений), либо за счет одновременного изменения критических напряжений сдвига на противоположных системах скольжения.

С использованием формализма конститутивных моделей с внутренними переменными и двухуровневой математической модели неупругого деформирования поликристаллов, основанной на упруговязкопластической физической теории пластичности мезоуровня, получены как общий, так и частный вид законов упрочнения моно- и поликристалла, позволяющие описывать некоторые хорошо известные эффекты, такие как эффект Баушингера, образование и разрушение дислокационных барьеров, а также дополнительное упрочнение, возникающее в результате взаимодействия внутризеренных и зернограницных дислокаций.

В предлагаемой работе рассматриваются результаты применения двухуровневых моделей неупругого деформирования поликристаллов к описанию известных макрофеноменологических эффектов сложного нагружения. Показано выполнение постулата изотропии А.А. Ильюшина, а также существенное отличие образа процесса в зависимости от выбранного способа построения разложения движения при деформировании по траекториям с изломом. С целью изучения известных макроскопических эффектов, возникающих при изломе траектории деформирования, проведена серия численных экспериментов и осуществлено сопоставление результатов с известными экспериментальными данными. Показано хорошее согласование результатов моделирования зависимости угла между вектором напряжений и вектором скорости деформаций при различных углах излома траектории деформирования с имеющимися данными по деформированию трубчатых образцов, исследованы особенности запаздывания векторных свойств, подтвержден «нырок» напряжений, предложено физическое объяснение указанных эффектов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №12-08-01052-а, №13-01-96006 р_урал_а, 14-01-00069-а, 14-01-96008 р_урал_а), грантов Президента РФ №МК-390.2013.1, №МК-4485.2014.1.

РОЛЬ ЭВОЛЮЦИИ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫХ ДЕФЕКТОВ В ДЕФОРМАЦИОННОМ ПОВЕДЕНИИ ГПУ-СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ

Полетика Т.М., Гирсова С.Л.

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

Особенностью деформации анизотропных материалов является наличие высоких локальных градиентов деформации, обусловленных пластической аккомодацией напряжений около границ различно ориентированных зерен. Это требует рассмотрения закономерности деформационного упрочнения сплавов циркония в рамках представлений о геометрически необходимых дислокациях (ГНД). Возникновение и рост ГНД является результатом дислокационной релаксации локального изгиба-кручения кристаллической решетки, вызванного локальными препятствиями и концентраторами напряжений. Этот тип дислокаций активно привлекается в последнее время для описания процесса пластической деформации поликристаллических и структурно-неоднородных материалов.

В работе с использованием метода электронной микроскопии проведен анализ эволюции количественных характеристик микроструктуры при деформации сплавов циркония систем Zr-Nb с преимущественно дисперсным упрочнением и Zr-Sn с более эффективным твердорастворным упрочнением. Величина $\rho_{гнд}$ измеряли непосредственно по величине кривизны-кручения решетки χ , а плотность статистически запасенных дислокаций $\rho_{сзд}$, создающих равномерную деформацию, определяли как $\rho_{сзд} = \rho - \rho_{гнд}$.

Выявлены закономерности эволюции подсистемы ГНД в дислокационных перестройках в условиях существенной неоднородности деформации анизотропных поликристаллических материалов. Установлено, что ГНД принадлежит решающая роль в эволюции дефектной структуры в сплавах Zr- Nb, для которых выполняется $\rho_{гнд} \gg \rho_{сзд}$ с самого начала пластической деформации, что дает возможность достаточно надежного экспериментального анализа величины $\rho_{гнд}$. Для сплава Zr-Sn рост общей плотности дислокаций обусловлен преимущественно плотностью статистически запасенных дислокаций, обеспечивающих более равномерную деформацию, в то время как вклад $\rho_{гнд}$ становится доминирующим только после начала формирования субграниц в шейке разрушения.

Показана определяющая роль различного типа границ в формирование плотности ГНД. Так, на стадии параболического упрочнения деформационного упрочнения сплава Zr- Nb обнаружена нелинейность изменения $\rho_{гнд}$, отражающая инверсию вкладов компонент

плотности дислокаций, которая связана с динамическим возвратом путем атермической коалесценции. Данный процесс сопровождается разрушением неравновесных субграниц и перераспределением дислокаций в границы формирующихся областей коалесцирующих фрагментов. При этом выполнение отношения $\rho_{\text{ГНД}}/\rho_{\text{сзд}} = 1$ соответствует достижению предельного (критического) размера фрагментов $0.3 \div 0.4$ мкм. Локальное разрушение фрагментированной структуры означает переход между микро- и мезоуровнем в процессе деформации и обеспечивает релаксацию высоких полей напряжений. В противном случае происходит накопление ГНД, обуславливающее дополнительное локальное упрочнение.

Таким образом, механизм коалесценции фрагментов является необходимым аккомодационным механизмом мезоуровня пластической деформации ГПУ- сплавов циркония. В этом случае активная ротационная деформация, связанная с коллективными эффектами перестройки дислокаций, осуществляется дискретным приращением разориентировок в результате стока дислокаций в формирующиеся геометрически необходимые границы, направленные вдоль оси деформации. Действительно, основной тенденцией перестройки системы внутренних поверхностей раздела (границ зерен, ячеек, полос, фрагментов) при пластической деформации сплава Zr-Nb является образование ориентационно устойчивых большеугловых геометрически необходимых границ (ГНГ), расположенных параллельно оси растяжения и разделяющих формирующиеся текстурные компоненты.

Выделены вклады различных компонент дислокационной плотности, а также барьерного упрочнения на субграницах в напряжение течения. Установлено, что механизм торможения ГНД, определяемый далекодействующими полями напряжений. При этом основной вклад в накопление $\rho_{\text{ГНД}}$ дает барьерное торможение на различных границах, что обеспечивает выполнение соотношения Холла-Петча для субструктуры. Обнаружена инверсия зависимости Холла-Петча для субзерен, связанная с изменением роли границ от барьерного упрочнения к разупрочнению при разрушении фрагментированной структуры при коалесценции фрагментов.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА РАЗВИТИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ Ti-6Al-4V НА РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ УРОВНЯХ

Грабовецкая Г.П., Забудченко О.В., Булышко Ю.Д.,
Степанова Е.Н., Мишин И.П.

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

Проведено сравнительное исследование развития деформационных процессов в сплавах Ti-6Al-4V и Ti-6Al-4V-H в ультрамелкозернистом ($d_{\text{ср}}$

~0,3 мкм) состоянии в условиях растяжения и ползучести в интервале температур 293–773 К.

Установлено, что в указанном интервале температур легированный водородом в пределах концентраций (0,1–0,26) мас. % ультрамелкозернистый сплав Ti-6Al-4V-H имеет более высокие механические свойства по сравнению с соответствующими свойствами для сплава Ti-6Al-4V, технической чистоты по водороду (концентрация водорода 0,002 мас.%).

Особенностью деформации ультрамелкозернистого сплава Ti-6Al-4V, технической чистоты по водороду в процессе растяжения и ползучести в интервале исследуемых температур является развитие полос локализованной деформации на различных структурных уровнях. При этом рельефность и плотность полос локализованной деформации уменьшается с повышением температуры испытания.

Водород, находясь в твердом растворе, при комнатной температуре повышает устойчивость ультрамелкозернистого сплава Ti-6Al-4V-H к локализации пластической деформации на мезо- и макроструктурных уровнях. При этом наблюдается снижение значения предела текучести, рост эффекта деформационного упрочнения и предела прочности, а также увеличение равномерной деформации и общей деформации до разрушения. Зависимость коэффициента деформационного упрочнения от истинной деформации для ультрамелкозернистого сплава Ti-6Al-4V-H в случае присутствия водорода в твердом растворе становится качественно подобной зависимости коэффициента деформационного упрочнения от истинной деформации для сплава в мелкозернистом состоянии с содержанием водорода 0,002 мас.%, деформация которого осуществляется путем движения дислокаций. Такое изменение указанной зависимости, как и снижение величины предела текучести, рост эффекта деформационного упрочнения и повышение устойчивости к локализации деформации, свидетельствует об активации на микроуровне дислокационного механизма деформации в ультрамелкозернистом сплаве Ti-6Al-4V-H в присутствии водорода в твердом растворе.

В интервале повышенных температур (573–773 К) при растяжении и ползучести присутствие водорода в твердом растворе в ультрамелкозернистом сплаве Ti-6Al-4V-H в интервале концентраций 0,1–0,2 мас.% в условиях растяжения и ползучести приводит к поро- и трещинообразованию в поверхностных слоях образца и развитию поворотных мод деформации на мезо- и макроуровне. При этом наблюдается снижение скорости установившейся ползучести и предельной деформации, а также увеличение времени до разрушения.

При ползучести ультрамелкозернистого сплава Ti-6Al-4V-H в условиях одновременной дегазации водорода (полная дегазация водорода из сплава при 773 К происходит за 12–14 часов) в несколько раз возрастают

скорость установившейся ползучести и деформация до разрушения сплава. Установлено, что наблюдаемое увеличение скорости ползучести сплава Ti-6Al-4V-N в условиях одновременной дегазации водорода связано с активацией потоками водорода мезоскопического механизма деформации – зернограницного проскальзывания и увеличением его вклада в общую деформацию.

Работа выполнена в рамках проекта III.23.2.2.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ НА МЕЗОУРОВНЕ

Дерюгин Е.Е.

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

Методом элементов релаксации проведено моделирование самоорганизации пластической деформации в поликристаллах на мезоуровне с выходом на макроскопические диаграммы нагружения. В основе модели заложено фундаментальное свойство твёрдого тела: пластическая деформация отдельного структурного элемента (зерна поликристалла) всегда сопровождается релаксацией напряжений внутри этого элемента и изменением поля внутренних напряжений во всём объёме твёрдого тела. Методом элементов релаксации показано, что отдельное зерно в упругой матрице поликристалла, испытывавшее определенную степень пластической деформации, характеризуется вполне определенным собственным полем внутренних напряжений, и может рассматриваться как дефект мезоскопического масштаба. Локализация деформации развивается путём последовательного вовлечения кристаллитов в пластическую деформацию под действием концентраторов неоднородного поля внутренних напряжений. В процессе нагружения происходит суперпозиция полей напряжений от кристаллитов, испытывавших пластическую деформацию.

Начало и развитие пластической деформации в отдельном зерне характеризуются двумя значениями напряжения сдвига. Первое значение $\tau_{\max}$ определяет начало вовлечения зерна в пластическую деформацию при $\tau_{\max} \geq \tau_{\text{cr}}$, где τ_{cr} , согласно подходам физической мезомеханики, контролируется процессом локальных структурно-фазовых превращений в зернограницных планарных системах. Там зарождаются и продвигаются в объём кристаллита подвижные деформационные дефекты. Далее за определенный промежуток времени dt происходит релаксация напряжения сдвига в кристаллите до уровня τ_0 , ниже которого пластическая деформация в зерне прекращается. Меру релаксации в объёме кристаллита определяли величиной $\Delta\sigma = 2(\tau_{\text{cr}} - \tau_0)$. Опыт показывает, что отдельное зерно вовлекается в пластическую деформацию за чрезвычайно короткое

время порядка 10^{-4} с. Величина пластической деформации в зерне, накопленная за время релаксации dt , усредненная по объему образца, определяет скорость увеличения длины образца за счет пластической деформации. Нагружение образца сопровождается деформацией не только самого образца, но и нагружающего устройства, упругая деформация которого характеризуется модулем жесткости M . В связи с этим, скорость нагружения по мере развития пластической деформации меняется. В работе учтено влияние жесткости машины, и получено выражение для приращения внешнего напряжения $d\sigma$ за промежуток времени dt

$$d\sigma = \frac{M[v_0 dt - ka^2 \Delta\sigma / bE]}{b + Ml_0 / (Eh)}, \text{ где } v_0 - \text{ скорость движения захватов машины в}$$

ненагруженном состоянии, a – радиус кристаллита, h , b и l_0 – толщина, ширина и длина рабочей части плоского образца соответственно, k – коэффициент. Диаграмму σ – ε строили суммированием приращения $d\sigma$, используя приведенное выражение.

Расчеты показали, что модель верно предсказывает стадийный характер макро-скопических диаграмм нагружения поликристаллов в зависимости от способности элементов структуры к релаксации напряжений на мезоуровне. Приведены примеры формирования полос деформации в поликристаллах и изменение характеристик диаграмм нагружения при вариации величин M , E , $\Delta\sigma$ и v_0 . В частности, показано, что по мере увеличения разности $\tau_{cr} - \tau_0$ величины $\Delta\sigma$ жесткости машины M и уменьшения скорости движения захватов v_0 проявляется и усиливается эффект Портевена-Ле Шателье.

Работа поддержана РФФИ, проект № 13-08-01404.

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Суворов Б.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

dee@ispms.tsc.ru

В качестве основной характеристики трещиностойкости материала использовали удельную энергию разрушения G , которую рассчитывали согласно новой методике, разработанной в лаборатории физической мезомеханики ИФПМ СО РАН для малоразмерных образцов с шевронным надрезом. В отличие от подходов линейной механики разрушения (ЛМР), данная методика не накладывает жестких ограничений на размеры пластической зоны у вершины трещины. На примере технического титана ВТ6 приведены результаты оценки трещиностойкости (вязкости разрушения) материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной с использованием режима всестороннейковки (деформация

50% при 400°C), отпуск при 300°C, 1 ч. Образцы длиной 18 мм и сечением 8×4 мм² нагружали методом расклинивания.

Образец рассматривали как миниатюрную конструкцию двухконсольного типа. Методами механики деформированного твердого тела получено выражение для удельной энергии разрушения, в основе которого лежит изменение податливости образца в процессе увеличения длины трещины. С помощью зеркальной фотокамеры PENTAX K-5 через каждые 2с фиксировали изображения боковой поверхности нагружаемого образца, по которым измеряли длину и раскрытие трещины в зоне шевронного надреза. С помощью сканирующей электронной микроскопии исследовали фрактографию поверхности разрушения. Показано, что измеряемое смещение λ концов шевронного надреза содержит вклад λ_p , который не связан с увеличением длины трещины, а обусловлен только пластической деформацией образца в целом. В целом $\lambda = \lambda_e + \lambda_p$, где λ_e – вклад, связанный только с увеличением длины трещины. Величина смещения λ_p для крупнозернистого материала существенно превышает значение смещения λ_e . Сравнение показывает, что интенсивная пластическая деформация уменьшает удельную энергию разрушения сплава ВТ6 при комнатной температуре. Предложено в качестве дополнительной характеристики трещиностойкости материала использовать отношение λ_p/λ_p .

Наблюдения показали, что структура поверхностей разрушения сплава ВТ6 с УМЗ структурой представляет собой локальные зоны сильно деформированного материала с высокой концентрацией пор. Подобная структура не может быть организована с помощью лишь кристаллографических сдвигов по плоскостям плотной упаковки решётки. Это свидетельствует о существенной роли поворотных мод деформации в иерархии различных масштабных уровней при зарождении и формировании трещины.

С позиции представлений физической мезомеханики возникновение трещины трактуется как результат двухфазного распада сильнонеравновесного материала, одна из фаз которого представляет собой поры и несплошности. Подобные эффекты могут возникать в локальных зонах гидростатического растяжения, которые характеризуются увеличенным молярным объёмом. Материал с УМЗ структурой уже находится в сильнонеравновесном состоянии с увеличенным в среднем молярным объёмом. С другой стороны, граничные условия нагружения обеспечивают на конце шевронного надреза напряжённое состояние с высоким уровнем нормальных растягивающих напряжений, способствуя дальнейшему увеличению молярного объёма и распаду материала.

Работа поддержана РФФИ, проект № 13-08-01404.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВОДОНАСЫЩЕННОЙ УПРУГО-ХРУПКОЙ СРЕДЫ МЕТОДОМ ГИБРИДНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Димаки А.В., Шилько Е.В., Астафуров С.В., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

dav@ispms.tsc.ru

Известно влияние жидкости, находящейся в трещинно-поровом пространстве геологических материалов и сред, на прочность образцов таких материалов. Теоретическое изучение пористых материалов, насыщенных жидкостью, должно проводиться с применением связанных моделей, которые учитывают взаимное влияние деформирования и разрушения твердого каркаса и перераспределения жидкости в трещинно-поровом пространстве. Авторами предложен подход к описанию механического поведения указанного класса материалов, основанный на совмещении метода частиц и метода сеток, позволяющий явным образом учесть указанные выше эффекты. Данный подход получил название метода гибридных клеточных автоматов.

В рамках метода гибридных клеточных автоматов моделируемая система представляется в виде двух взаимопроникающих слоев, один из которых образован ансамблем взаимодействующих подвижных клеточных автоматов (ПКА), а другой – конечно-разностной сеткой. Ансамбль ПКА моделирует механический отклик твердофазного каркаса, также на слое ПКА решается задача перераспределения жидкости в поровом пространстве, при этом полагается, что размер микропор и трещин в объеме твердого каркаса много меньше размера подвижного клеточного автомата (что является условием представительности рассматриваемого мезообъема дискретного элемента). Конечно-разностная сетка используется для описания перераспределения жидкости в макропорах, аппроксимации границы раздела «твердый каркас – макропора» и моделирования переноса жидкости из макропор в трещинно-поровое пространство твердого каркаса и обратно. Для описания отклика трещиновато-пористых геологических материалов в рамках метода ПКА применена модель пластичности горных пород с неассоциированным законом течения и критерием Мизеса-Шлейхера достижения предела упругости (модель Николаевского).

Построенная модель переноса жидкости основывается на следующих приближениях: 1) жидкость является слабосжимаемой; 2) капиллярные явления и адсорбция жидкости на поверхностях несплошностей не учитываются; 3) движущей силой фильтрационного переноса является градиент порового давления жидкости. Вычисление давления жидкости в поровом пространстве твердого каркаса осуществляется в приближении линейной зависимости давления от величины удельного фильтрационного

объема (объема порового пространства). Предполагается однородное распределение пор, трещин и фильтрационных каналов в твердом каркасе без учета особенностей их геометрии и пространственной ориентации.

Развитая модель была использована для изучения зависимости прочности образцов упруго-хрупкого геологического материала (пористого песчаника) от проницаемости твердого каркаса, начального давления воды в поровом пространстве и скорости нагружения при одноосном сжатии. Показано, что прочность упруго-хрупких образцов, насыщенных водой, существенным образом зависит не только от свойств материала и давления жидкости в поровом пространстве, но и от размера пор, физико-механических свойств жидкости и геометрических размеров образца. Построены зависимости прочности образцов от параметров нагружения, физико-механических свойств материала, начального давления жидкости и т.д., обобщающие полученные результаты теоретических исследований.

Работа выполнена в рамках проекта III.23.1.4 Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДВУХУРОВНЕВЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОМУ ДЕФОРМАЦИОННОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ

Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия
ditenberg_i@mail.ru*

На основе полученных экспериментальных результатов проведен анализ особенностей формирования двухуровневых структурных состояний в металлах и сплавах разного класса в условиях интенсивного деформационного воздействия. Установлено, что специфика и основные этапы формирования таких высокодефектных субструктур во многом определяются типом кристаллической решетки и релаксационной способностью материала, гомологической температурой деформации и т.д.

Для характерных этапов эволюции микроструктуры выявлены основные механизмы, обеспечивающие формирование субмикроструктурных и наноструктурных состояний. Установлено, что изменение в процессе деформации объемной доли высокодефектных двухуровневых субструктур коррелирует с изменением значений микротвердости изучаемых материалов.

Проанализировано влияние выявленных механизмов на специфику изменения прочности металлов и сплавов в зависимости от типа кристаллической решетки.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований Сибирского отделения Российской академии наук III.23.1. (2013–2016 гг.). Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования Томского государственного университета.

**СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ
МИКРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ
ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ**

Дударев Е.Ф., Почивалова Г.П., Скосырский А.Б., Бакач Г.П.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
dudarev@spti.tsu.ru*

Для металлов и сплавов с субмикрокристаллической структурой, сформированной при интенсивной пластической деформации, как и при крупнозернистой структуре, характерна поликристаллическая структура и с самого начала нагружения неоднородность напряженного состояния. Однако при субмикрокристаллической структуре неоднородность напряженного состояния обусловлена не только разной ориентацией зерен и наличием анизотропии модуля упругости, но и внутренними напряжениями в объеме и у границ зерен. Кроме того, согласно теоретическим расчетам у границ зерен, выходящих на поверхность образца, действуют более высокие напряжения, чем у границ зерен, не выходящих на поверхность образца.

Из вышесказанного следует, что при пониженных температурах, когда элементарными носителями пластической деформации являются дислокации, пластическая деформация при крупнозернистой и субмикрокристаллической структурах должна начинаться в расположенных на поверхности зернах. Причем вследствие наличия в стыках трех зерен и на зернограницных ступеньках высокой локальной концентрации напряжения наномасштабного уровня движение дислокаций в отдельных зернах начинается при очень низком внешнем напряжении, о чем свидетельствуют результаты исследования амплитудной зависимости внутреннего трения. В дальнейшем микропластическая деформация протекает в две стадии: сначала на микромасштабном уровне, то есть в отдельных изолированных друг от друга зернах, а затем на мезомасштабном уровне, то есть в конгломерате зерен. Смена уровня пластической деформации с микромасштабного на мезомасштабный приводит к изменению зависимости между степенью микропластической деформации образца и внешним напряжением с линейной на параболическую. При этом на обеих стадиях микропластической деформации элементарным носителем пластической деформации являются

дислокации, происходит релаксация наноконцентраторов напряжения и возникает концентрация напряжения у зоны пластической деформации, что способствует увеличению ее объема. При смене локализации пластической деформации с микромасштабного на мезомасштабный уровень возрастает интенсивность вовлечения зерен в пластическую деформацию и уменьшается коэффициент упрочнения пластически деформированных зерен, вследствие этого увеличивается интенсивность развития микропластической деформации. В свою очередь, коэффициент упрочнения в зоне пластической деформации и концентрация напряжения у ее фронта зависят от напряжения старта и сопротивления движению дислокации.

При субмикроструктурной структуре уже при сравнительно невысокой температуре первичным элементарным механизмом пластической деформации является истинное зернограничное проскальзывание и сразу совместно пластически деформируется не менее двух зерен, то есть реализуется мезомасштабный уровень пластической деформации. При этом структурными факторами, определяющими вовлечение зерен в пластическую деформацию, является угол разориентации границ зерен и степень неравновесности границы. Поэтому на диаграмме нагружения должна отсутствовать первая стадия микропластической деформации и может существенно измениться интенсивность развития микропластической деформации. Экспериментальные исследования микропластической деформации титана с разными характеристиками субмикроструктурной структуры при комнатной и повышенных температурах подтвердили это. Они также показали, что при переходе от крупнозернистой к субмикроструктурной структуре закономерности деформационного поведения на стадии микропластической деформации не изменяются, если сохраняется тип элементарного носителя пластической деформации.

Согласно предложенной модели при термоупругом мартенситном превращении в процессе изотермического нагружения субмикроструктурных и крупнозернистых сплавов должны последовательно реализовываться те же структурно-масштабные уровни неупругой деформации, что и при дислокационном скольжении. Исследования никелида титана в предмартенситном состоянии подтвердили это.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки (задание №2014/223, код проекта:727).

РОЛЬ КРИВИЗНЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В ИХ УСТАЛОСТНОМ РАЗРУШЕНИИ

Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф., Почивалов Ю.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

elsukova@yandex.ru

Многоуровневый подход физической мезомеханики рассматривает деформируемое твердое тело как нелинейную иерархически организованную систему, в которой поверхностные слои являются важной функциональной подсистемой. В условиях знакопеременного изгиба при напряжениях ниже предела текучести материала основная пластическая деформация сосредоточена в поверхностных слоях в сопряжении с упруго нагруженной подложкой. Пластические сдвиги в поверхностном слое развиваются в сопряженных направлениях максимальных касательных напряжений. Упруго нагруженный объем материала создает моментные напряжения на зоны пластических сдвигов поверхностного слоя. Возникающие при этом поворотные моды деформации и формирование в поверхностном слое зон сильной кривизны обуславливают зарождение и развитие поверхностных усталостных трещин. На стадии предразрушения в зонах сильной кривизны развивается микропористость и разрушение происходит как структурно-фазовый распад материала. Микроскопия высокого разрешения позволяет исследовать кинетику этого процесса.

В качестве материалов исследования использовали технический титан в исходном состоянии и с наводороженным поверхностным слоем. Полиморфизм титана способствует возникновению в зонах кривизны бифуркационных структурных состояний. Нагружение осуществляли знакопеременным изгибом при комнатной температуре в режиме многоциклового усталости. В этих условиях сильно выражены стесненность поворотных мод деформации в поверхностных слоях материала и возникновение в них зон локальной кривизны. В процессе нагружения изучали трехмерную картину формирующейся поверхностной мезосубструктуры с использованием микроскопов Zeiss Axiovert 25CA и 200MAT, снабженных устройством DIC, и интерференционного профилометра New View 6200.

В ходе структурного анализа зоны усталостного разрушения Ti и Ti-H₂ установлена многоуровневая кривизна поверхностного слоя вблизи магистральной трещины

В зонах сильной кривизны выявлено развитие микропор, слияние которых привело к формированию аккомодационных трещин. Сложный профиль кривизны обусловил прерывистый характер распространения аккомодационных трещин с сохранением большого количества микропор на отдельных участках локально экструдированного материала.

Формирование микропористости в условиях поворотных мод деформации обуславливает развитие многоуровневой кривизны и послойное расслоение зерен. Процесс расслоения развивается step by step, формируя последовательность полос сдвига-поворота с ламельной структурой, в которой отдельные ламели смещаются относительно друг друга. А на границах смежных полос формируется строчечная пористая структура.

Показано, что усталостная трещина распространяется не по границам зерен, испытывающих поворот, а через зоны глубокой интрузии в приграничных зонах, где сформировалась сильная кривизна. Траекторию трещины определил структурно-фазовый распад в зонах сильно выраженной интрузии.

Таким образом, в условиях низких температур деформации структурно-фазовый распад материала с формированием микропористости происходит не в границах зерен поликристалла, а в границах поворотного типа, где формируется сильная кривизна и растягивающие нормальные напряжения.

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов СО РАН № III.23.1.1, РФФИ № 14–01–00789.

ИНДЕНТИФИКАЦИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ДЕФЕКТОВ С ПОМОЩЬЮ ТРИБОСПЕКТРОКОПИИ. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Еремина Г.М., Смолин А.Ю., Сергеев В.В., Псахье С.Г.

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

Нанесение покрытий позволяет значительно повысить эксплуатационные характеристики элементов машин и механизмов. В последнее время повышенный интерес представляют наноструктурные покрытия, особые механические свойства которых сильно зависят от наличия в них дефектов и повреждений, в том числе наноразмерного масштаба. В связи с этим, актуальным является развитие методов диагностики таких дефектов. Одним из новых методов неразрушающего контроля качества покрытий, позволяющим оценить дефекты структуры тонких поверхностных слоев в твердом теле, является трибоспектроскопия. Этот метод основан на использовании силы трения скольжения при движении малого контртела вдоль поверхности покрытия в качестве измеряемого и анализируемого параметра отклика системы.

Возможности применения трибоспектроскопии для анализа дефектности поверхностных слоев твердых тел достаточно подробно могут быть изучены на основе численного моделирования. Подобные исследования уже проводились ранее как для двумерных, так и для трехмерных задач на примере металла с высокопрочным керамическим покрытием. В качестве

дефектов рассматривались нанотрещины в виде полостей, сквозных в направлении, поперечном движению контртела (т.е. перпендикулярно плоскости двумерных задач), и протяженных вдоль этого направления.

В данной работе исследованы трехмерные модельные образцы со сквозными и закрытыми нанотрещинами, ориентированными как параллельно, так и перпендикулярно поверхности покрытия. Дефекты располагались периодически вдоль направления движения контртела. Варьировались такие параметры, как глубина расположения нанотрещин и расстояние между ними.

Моделирование проводилось методом подвижных клеточных автоматов (ПКА), основным достоинством которого для рассматриваемой задачи является возможность явно учитывать наноповреждения в покрытии и шероховатость его поверхности. В рамках метода ПКА материал рассматривается как набор дискретных элементов, взаимодействующих по определенным правилам. Математическая постановка модели представляет собой задачу Коши для системы уравнений движения Ньютона-Эйлера, описывающих пространственное перемещение и вращение всех взаимодействующих элементов. Для решения поставленных в работе задач, силы и моменты, действующие между элементами, записаны с учетом реализации модели упругой среды.

В результате численного моделирования было установлено, что на спектре Фурье для временной зависимости силы трения скольжения при движении контртела вдоль свободной поверхности существует характерный пик. В случае горизонтально ориентированных трещин его частота соответствует расстоянию между трещинами в направлении движения контртела P . В случае вертикально расположенных трещин его частота характеризуется разностью между величиной P и диаметром основания контртела D .

Таким образом, анализ полученных результатов позволяет сделать вывод, что расстояние между трещинами и их ориентация могут быть идентифицированы методом трибоспектроскопии.

МЕЗОМЕХАНИКА ФОРМИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРЕССОВОК ИЗ ПОРОШКОВЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ В ЛИТЬЕ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Потянихин Д.А., Комаров О.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

zhilin@imim.ru

Одной из ключевых проблем в литейном производстве является получение отливок высокой размерно-геометрической точности. В производственной практике для ее решения применяется метод литья по выплавляемым моделям, изготавливаемым по технологиям, имеющим ряд

недостатков, связанных с усадочными процессами, короблением последних [1]. Изготовление пористых выплавляемых моделей (ВМ) прессованием порошковой полимерной композиции (ПК) позволяет решить эту проблему. Определенные сложности при получении таких ВМ связаны с упругим последствием уплотненного материала прессовок и их сравнительно низкой прочностью из-за высокой пористости [2]. Таким образом, основной целью работы является изучение влияния давления и скорости прессования на повышение прочности прессовки и снижение упругого отклика материала.

Идеализированный процесс уплотнения, как правило, состоит из трех основных стадий. Первая характеризуется свободным перемещением частиц и разрушением «арок» в порошковой ПК. Вторая – взаимным перемещением частиц и их гексагональной упаковкой. Третья – деформацией, перемещением при разрушении частиц; появлением в результате трения локальных зон оплавления контактов частиц, образующихся в результате роста давления и скорости прессования. В реальных условиях процесс уплотнения прессовки ВМ происходит неравномерно, стадии «накладываются» друг на друга. Это обеспечивает получение ПК плотностью $800 - 1050 \text{ кг/м}^3$ и выше, в то время, как плотность образцов, полученных в ходе расплавления и кристаллизации ПК составляет $930-940 \text{ кг/м}^3$.

Используемая полимерная композиция представляет собой высокомолекулярное синтетическое соединение, структура которого определяется строением молекул, соединенных между собой физическими межмолекулярными связями и характером взаимной укладки. Макромолекула используемого материала имеет сетчатую структуру из сшитых линейных макромолекул, не позволяющую ей при свободной полимеризации, т.е. затвердевании расплава обеспечить большое число межмолекулярных связей и, как следствие, формирует ее относительно невысокую прочность при повышенной упругости.

Таким образом, при повышении давления и скорости прессования ПК в зонах контакта частиц, где в результате разрыва межмолекулярных связей, тепловых полиморфных превращений, формируются макромолекулы с мелкосетчатой структурой обеспечивающие образование уплотнений высокой прочности, обеспечивающие прочность всей прессовке. При увеличении давления и скорости прессования происходит сокращение размеров дисперсных частиц ПК, что обеспечивает их полный прогрев, уменьшая упругие свойства материала с преобразованием в пластичность, позволяющих получить прессовки плотностью значительно превышающей ее плотность в литом состоянии.

Таким образом, величина упругого отклика прессовки из порошка ПК уменьшается, т.к. в ходе технологического процесса прессования

происходит разрушение структуры полимера и его перекомпоновка с обеспечением требуемых свойств ВМ.

Литература

1. Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н. Управление структурой и свойствами пористых комбинированных удаляемых моделей. - Владивосток, Дальнаука, 2007. 138 с.

2. Сапченко И.Г., Жилин С.Г. Влияние пористости моделей на их свойства, качество оболочковых форм и отливок// Литейное производство. 2003. №4. С. 12-15.

ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК АРМКО-ЖЕЛЕЗА В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ

Казаченок М.С., Панин А.В., Акулинкин А.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

kms@ispms.tsc.ru

Магнитные характеристики железа, такие как магнитная проницаемость в слабых и в средних полях и коэрцитивная сила, могут меняться в очень широких пределах в зависимости от концентрации дефектов, количества и состава примесей, размера зерна, характера термообработки и других причин. Поэтому измерение магнитных свойств металлов является эффективным методом оценки дефектности их структуры и неоднородности распределения легирующих элементов. Согласно [1], интенсивная пластическая деформация прокаткой или кручением под давлением приводит к снижению магнитной восприимчивости магнитного сплава Ni_3Al , в то время как в процессе растяжения имеет место увеличение данной характеристики. Последнее авторы [1] связывают с возникновением объемных комплексов дефектов, которые выступают в качестве ферромагнитных кластеров в парамагнитной матрице. Поскольку при исследовании сложнолегированных сталей и сплавов оценить вклад дефектов кристаллической решетки и примесных атомов в магнитные характеристики весьма затруднительно, то в данной работе представлены результаты исследования магнитных свойств армко-железа, подвергнутого различным методам пластической деформации и последующего одноосного растяжения.

Структурное состояние образцов армко-железа варьировали путем прокатки, равноканального углового прессования и последующего отжига в широком интервале температур. Структуру образцов аттестовали методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Магнитные характеристики образцов

исследовали с помощью вибромагнитометра и измерителя магнитошумового эффекта Баркгаузена.

Выявлена взаимосвязь величины магнитной проницаемости и шума Баркгаузена от концентрации структурных дефектов в исследуемых образцах армко-железа. Показано, что с увеличением плотности дислокаций и уменьшением среднего размера зерна в образцах, подвергнутых прокатке и равноканальному угловому прессованию, имеет место уменьшение величины магнитной проницаемости и увеличение шума Баркгаузена. С увеличением степени анизотропии структуры возрастает дисперсия значений шумов Баркгаузена относительно направления их измерения.

Изучены магнитные характеристики образцов армко-железа, находящегося в различном структурном состоянии, после одноосного растяжения при комнатной температуре. Исследованы величины магнитной проницаемости и шума Баркгаузена в деформированных образцах в зоне однородной деформации и в области шейки. Фрактографический анализ поверхности разрушения исследованных образцов показал корреляцию между характером разрушения армко-железа и степенью изменения его магнитных характеристик.

Литература:

1. Д.И. Давыдов, Н.В. Казанцева, В.П. Пилюгин, В.А. Завалишин, Н.И. Виноградова, Н.Н. Степанова Влияние деформации на магнитные свойства Ni_3Al // Сборник тезисов VII Всероссийской научно-технической конференции «Физические свойства металлов и сплавов», Екатеринбург, УрФУ, 206 с.

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОУРОВНЕВЫХ ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННЫХ СТРУКТУР В ДЕФОРМИРУЕМОМ КРИСТАЛЛЕ

Хон Ю.А., Каминский П.П., Туч Е.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Khon@ispms.tsc.ru

Термины «структурные и масштабные уровни пластической деформации, иерархия структурных уровней, многоуровневый характер пластической деформации и разрушения и пр.» широко используются в литературе при обсуждении экспериментальных данных. При этом, как правило, основное внимание обращается на характерные пространственные масштабы образующихся при пластической деформации структур. Но такие вопросы как иерархия характерных времен, физический смысл структурных и масштабных уровней, механизмы их формирования выяснены в меньшей степени. Предлагаемый доклад носит дискуссионный характер. В нем обсуждается формирование

пространственно-временных структур в деформируемом кристалле с акцентом на указанные выше мало изучаемые вопросы.

Прежде всего, деформируемый кристалл рассматривается как неравновесная система, в которой под действием внешней силы возбуждаются те степени свободы, которые обеспечивают требуемое граничными условиями и условиями деформирования изменение формы кристалла. Рассмотрены типы возбуждающихся степеней свободы и связанные с ними изменения структуры кристалла на разных стадиях деформации. В качестве количественных характеристик структурных изменений выступают характерные времена и характерные длины. Последние определяют характерный размер образующихся структурных элементов.

Далее, обсуждаются механизмы формирования многоуровневых (иерархических) пространственно-временных структур, связанные с потерей устойчивости упруго деформированного состояния относительно возмущений различного типа. Получена система связанных нелинейных уравнений для амплитуд неустойчивых мод, описывающих кинетику динамической системы на произвольном числе масштабных уровней. Показано, что на каждом шаге деформирования кристалла его эволюция определяется всей совокупностью неустойчивых мод.

И, наконец, в качестве примера рассмотрен случай, когда деформация одноосным растяжением кристалла протекает за счет возбуждения трех неустойчивых мод, связанных с одной динамической степенью свободы и двумя адиабатическими степенями свободы. Показано, что в этом случае деформация кристалла протекает либо формированием пространственно-временных структур, наблюдаемых на стадиях I-III пластического течения, либо разрушением с самого начала неупругой деформации. Результат зависит от характера неустойчивости. Рассмотрено влияние температуры и скорости деформации на смену пластичности разрушением.

ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ НА МИКРО- И МЕЗОУРОВНЕ РАЗМЕРОВ ЗЕРЕН

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

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

Целью работы было экспериментальное изучение дефектной подсистемы в зависимости от размера зерен и установление характерных признаков, определяющих микро- и мезоуровень поликристаллов металлических материалов.

Объектами исследования были поликристаллические материалы: медь, никель, ГЦК твердые растворы Cu – Al и Cu – Mn и мартенситная

сталь 38ХЗНМФА. Медь и никель исследовались в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии, которое достигалось методами интенсивной пластической деформации. Образцы УМЗ Cu и Ni деформировали сжатием на установке типа «Instron». Отпущенная мартенситная сталь подвергалась деформации растяжением. Размеры субструктурных образований в стали (мартенситная рейка, дислокационный фрагмент, дислокационная ячейка) соответствовали размерам зерен в УМЗ меди и никеле. Поликристаллические твердые растворы Cu – Al и Cu – Mn исследовались в интервале концентраций Al от 0.5 до 14 ат. % и Mn от 0.4 до 25 ат. % с различным средним размером зерен, охватывающим интервал от 10 мкм до 240 мкм. Образцы этих сплавов деформировались растяжением. Деформация образцов всех исследуемых материалов осуществлялась при комнатной температуре.

Структура деформированных образцов исследовалась методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии. Изучалась картина следов скольжения, накопление скалярной плотности дислокаций и ее компонент (плотности геометрически необходимых дислокаций и статистически запасенных), кривизна-кручение кристаллической решетки и внутренние напряжения, их распределение в зернах поликристалла.

Анализ полученных результатов выявил различия в поведении при деформации поликристаллов на микро- и мезоуровне размеров зерен. Выделены основные структурные и деформационные характеристики, которые разделяют микро- и мезоуровень размеров зерен.

УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ МНОГОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Кондратьев Н.С., Трусов П.В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
tpv@matmod.pstu.ac.ru*

В последние десятилетия актуальной проблемой является построение моделей, описывающих интенсивные пластические деформации, которые в явном виде учитывают механизмы неупругого деформирования, относящихся к мезо- и микромасштабным уровням [1]. Существует, по крайней мере, несколько возможностей учета эволюционирующей структуры материала в математических моделях – история деформирования учитывается неявным образом, как правило, с помощью сложных интегральных операторов, или явным способом, формулируя соотношения в скоростной форме с внутренними переменными, отражающими эволюцию мезо- и микроструктуры структуры. Предложен способ описания пластического деформирования поликристаллических материалов на основе физического подхода с внутренними переменными.

В работе исследуется неупругое деформирование многофазных материалов – дуплекс сталей, основу которых составляет аустенитные зерна в ферритной матрице примерно равных объемных долей. Такой класс материалов широко используются в промышленности вследствие их механических свойств – прочности, устойчивости к коррозии, вязкости. Наличие двух разнородных по своим физико-механическим свойствам фаз приводит к особенностям неупругого деформирования: при низких и умеренных температурах пластическая деформация начинается в аустенитной фазе, а при высокотемпературной деформации, напротив, аустенитная фаза является более жесткой по сравнению с мягкой ферритной, поэтому скольжение дислокаций начинается в феррите, но на более поздних стадиях деформирования практически вся пластическая деформация осуществляется в аустенитной фазе. Причину такого поведения при неупругом деформировании дуплекс сталей многие исследователи видят во влиянии энергии дефекта упаковки (ЭДУ) на подвижность дислокаций при повышенных температурах. Поскольку ферритная фаза обладает более высокой ЭДУ, то дислокации более просто преодолевают препятствия путем поперечного скольжения и переползания, а динамический возврат препятствует упрочнению фазы. Аустенитная фаза имеет более низкую ЭДУ, что делает дислокации менее подвижными и препятствует динамическому возврату, но при достижении некоторого критического значения интенсивности пластической деформации в кристаллите происходит рекристаллизация.

В силу протекания множества аккомодационных процессов, сопровождающих пластическую деформацию многофазных материалов, для описания неупругого поведения материалов предлагается использовать двухуровневую статистическую модель. Пластическая деформация реализуется двумя модами неупругого деформирования – скольжением краевых дислокаций и двойникованием. Предположено описание основных механизмов упрочнения материала, связанных с торможением дислокаций барьерами дислокационной природы, дислокациями леса и границами фаз и двойников, а также разупрочнения за счет процессов динамического возврата и рекристаллизации. Полученные результаты моделирования согласуются с данными натурных экспериментов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (базовая часть государственного задания ПНИПУ), Российского фонда фундаментальных исследований (гранты №13-01-96006 p_урал_a, 14-01-00069-a, 14-01-96008 p_урал_a).

Литература:

1. Трусов П.В., Волегов П.С., Кондратьев Н.С. Физические теории пластичности – Пермь: Изд-во Перм. национ. исслед. политехн. ун-та, 2013. – 244 с.

ПОЗИТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ИЕРАРХИИ ВАКАНСИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ НИКЕЛЕ ПРИ ОТЖИГЕ

Кузнецов П.В.^{1,2}, Миронов Ю.П.¹, Толмачев А.И.¹, Рахматулина Т.В.¹,
Бордулев Ю.С.², Лаптев Р.С.², Лидер, А.М.², Корзников А.В.³

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

kpv@ispms.tsc.ru

Известно, что в субмикрокристаллических (СМК) материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации, запасается избыточная энергия в виде иерархии дефектов различной размерности: границ разнообразного типа, дислокаций, вакансий. Вследствие отличий в энергии активации миграции дефектов, при нагревании СМК материалов протекает несколько кинетических процессов, каждый из которых вносит определенный вклад в формирование структуры этих материалов.

В настоящей работе с помощью аннигиляции позитронов (АП) и рентгеноструктурного анализа (РСА) исследовали отжиг дефектов вакансионного типа в СМК никеле, полученном методом равноканального углового прессования (РКУП).

Анализ спектров времени жизни позитронов (СВЖ) показал, что в свежеприготовленных образцах СМК никеля большинство позитронов (> 99%) аннигилируют с характерными временами жизни $\tau_2 \sim 165$ пс и $\tau_3 \sim 230$ пс, соответствующих захвату позитронов дислокационными дефектами и вакансионными комплексами. Анализ спектров доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ) позитронов позволил идентифицировать дислокационные дефекты как малоугловые границы.

Установлено, что вакансионные комплексы проявляют высокую стабильность в СМК никеле. Их размеры уменьшаются в процессе отжига и достигают минимума ($N \sim 4$ вакансии) при $T=300^\circ\text{C}$, однако после отжига при $T=360^\circ\text{C}$ вновь наблюдается рост их размеров.

Установлено, что поведение S и W – параметров, полученных в результате обработки спектров ДУАЛ, указывает на отжиг дефектов вакансионного типа и изменение их ближайшего химического окружения с ростом температуры. Из наклона зависимости W -параметра от S -параметра ($S = f(W)$) определяли R - параметр, который не зависит от концентрации дефектов, а определяется только их типом. Были обнаружены два участка наклона зависимости $S = f(W)$ в интервалах температур $\Delta T = (23 - 180)^\circ\text{C}$ и $\Delta T = (180 - 360)^\circ\text{C}$, что соответствует двум значениям R -параметров (R_1, R_2) и двум преобладающим типам дислокационных дефектов – ловушек позитронов.

Анализ полученных данных позволил идентифицировать основные дефекты, ответственные за захват позитронов в указанных интервалах температур. В интервале температур $\Delta T = (20 - 180)^\circ\text{C}$, наблюдали рост размера субзерен, который происходит в результате перемещения малоугловых границ, увлекающих за собой содержащиеся в объеме кристаллитов примеси. Поэтому основными центрами захвата позитронов, соответствующими R_1 параметру, являются малоугловые границы, обогащенные примесями.

Показано, что в процессе отжига образцов СМК никеля при $T > 240^\circ\text{C}$ происходит рекристаллизация in-situ. Зерна растут вследствие перемещения малоугловых границ, что приводит к уменьшению микроискажений, измеренных методом РСА, и обеспечивает сохранение текстуры деформации. Поэтому основными центрами захвата позитронов, соответствующими R_2 параметру в интервале температур отжига $\Delta T = (180 - 360)^\circ\text{C}$, являются малоугловые границы.

Таким образом, в настоящей работе, на примере СМК никеля, полученного методом РКУП, показана высокая эффективность метода позитронной аннигиляции для исследования отжига дефектов вакансионного типа в металлах с субмикроструктурной структурой.

ИЕРАРХИЯ САМОПОДОБИЯ ТИПИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni_3Fe

Куницына Т.С., Теплякова Л.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
kma11061990@mail.ru*

Поведение при пластической деформации монокристаллов сплава Ni_3Fe , в частности, и металлических монокристаллов вообще, относится к разряду сложных. Описание сложных систем включает, в том числе, и такое понятие как "самоподобие". В природе интервал масштабов, в котором реализуется инвариантность относительно масштаба, как правило, не превышает третьего порядка. Изучение картины деформационного рельефа в ГЦК монокристаллах, предпринятое в настоящей работе в интервале масштабов, величина которого определялась линейными размерами образца, с одной стороны, и предельной разрешающей способностью методов исследования - с другой, позволило установить, что для целого ряда элементов деформационного рельефа имеет место самоподобие. В частности, было показано, что распределение следов сдвига в первичной системе для монокристаллов [1.8.12] сплава Ni_3Fe с ближним атомным порядком самоподобно в интервале масштабов, различающихся на три порядка.

В работе также выявлено самоподобие других элементов деформационного рельефа.

1. **След скольжения (сдвига).** На любом масштабном уровне (кроме начального) след представляет собой пачку следов сдвига, прошедшего на более мелком масштабном уровне.

2. **Фрагмент сдвига.** В монокристаллах [001] сплава Ni_3Fe число локально действующих систем (плоскостей) сдвига не равно числу равнонагруженных систем. Изучение картины скольжения на других, более мелких масштабных уровнях показало, что фрагментация сдвига реализуется и в этих случаях. Соответственно изменяются линейные размеры фрагментов. От сотни микрометров на макроуровне до нескольких микрометров на последнем из исследованных уровней.

3. **Стыки фрагментов сдвига.** Развитие фрагментации сдвига приводит к его торможению на границах фрагментов и, как следствие, к накоплению в областях стыка разномасштабных фрагментов избыточной плотности дислокаций, локализованных, соответственно, также в разномасштабных объемах. Появление иерархически организованных дислокационных "зарядов" должно приводить к возникновению полей напряжений, характеризующихся соответствующим спектром длин волн.

4. **Ветвление (слияние) следов сдвига.** Ветвление связывается либо с обходом препятствий, либо с притяжением дислокаций противоположного знака, движущихся на параллельных плоскостях, и с последующей аннигиляцией части дислокаций. В настоящей работе установлено, что ветвление следов наблюдается во всем исследованном интервале масштабов.

5. **Пересечение полос сдвига.** Для этой группы элементов картины сдвига также характерно самоподобие в указанном выше интервале масштабов.

6. **Грубые следы, в том числе клиновидной формы.** При больших деформациях на каждом масштабном уровне на общем фоне следов сдвига выделяются грубые следы. Эта закономерность наиболее ярко проявляется для сплава с дальним атомным порядком, т.е. более прочном по сравнению со сплавом в разупорядоченном состоянии и вообще, характерна для высокопрочных материалов.

7. **Изгибы кристаллической решетки.** Пластическая деформация монокристаллов сплава Ni_3Fe сопровождается появлением на поверхности элементов рельефа, свидетельствующих об изгибах кристаллической решетки. Количественная информация об этом была получена из оценок радиуса изгиба следов сдвига, проведенных во всем интервале рассмотренных масштабов.

Изучение закономерностей формирования картины деформационного рельефа в монокристаллах сплава Ni_3Fe , выполненное в интервале масштабов, различающихся на три порядка, показало, что для этих

монокристаллов характерен многоуровневый характер протекания пластической деформации. При этом для основных элементов деформационного рельефа обнаруживается их самоподобие. На основе проведенного исследования выявлен многоуровневый спектр концентраторов напряжений, которые и обуславливают закономерности протекания пластической деформации в интервале масштабов от макро до микро.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОРИСТОСТИ МНОГОУРОВНЕВЫХ СИСТЕМ С НАНОСТРУКТУРНЫМИ ТЕРМОБАРЬЕРНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Панин В.Е., Сергеев В.П.

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

Одним из ключевых факторов, оказывающих влияние на ресурс работы двигателей для ракетно-космической техники, является трещиностойкость защитных термобарьерных покрытий. В настоящее время в ИФПМ СО РАН проводятся исследования по разработке термобарьерных покрытий, которые обеспечивали бы повышение рабочей температуры на поверхности покрытия и достаточный градиент температуры по толщине в реальных условиях эксплуатации. Одним из важных факторов трещиностойкости является пористость многослойных покрытий.

В физической мезомеханике развивается теория эволюции полей моментных напряжений, инициирующих обратимые структурно-фазовые трансформации и формирование вихревых структур на границах раздела. При этом материал представляется как совокупность 3D кристаллической системы и 2D подсистемы всех границ раздела, вдоль которых генерируются ротационно-волновые потоки массы и энергии.

На основе этих представлений создана новая модификация многоуровневого дискретно-континуального метода возбудимых клеточных автоматов (ЕСА). В методе введен явный учёт пористости и нанокристаллической структуры материала, реализованы алгоритмы расчёта локальных моментов сил и угловых скоростей микроротаций, возникающих в структурно-неоднородной среде. Предлагаемая модель теплопереноса в дискретной среде позволяет учитывать влияние неоднородности внутренней структуры твёрдого тела на характер распространения тепловых потоков. Модель дополнена учётом диссипационного члена в выражении для потока механической энергии.

На основе ЕСА проведены численные эксперименты по термическому нагружению трёхслойных композиций с промежуточными слоями различной структуры. Размеры образцов – $5 \times 2 \times 5$ мкм, диаметр активного элемента - 0,1 мкм. Верхний керамический слой имел толщину 0,5 мкм,

средний слой толщиной 4 мкм – наноструктурированный модифицированный оксид алюминия; нижний слой толщиной 0,5 мкм состоял из крупнокристаллической меди. Размеры зёрен в промежуточном слое задавались равными 0,5 и 0,1 мкм. Исследовалось влияние наличия пористости в каждом типе образцов. Верхняя грань нагревалась до 1600 К, на нижней грани была задана постоянная температура, равная 300 К, что имитировало охлаждение подложки.

Обнаружено, что максимальные значения момента силы достигаются в промежуточном нанопористом подслое с размером структуры 0,1 мкм. Это говорит о том, что значительная часть энергии внутренних термических напряжений тратится на формирование микровихрей, которые приводят к диссипации упругой энергии и релаксации термических напряжений промежуточного пористого слоя.

Таким образом, теоретические исследования показали, что наноструктурирование промежуточного подслоя и введение в него нанопористости оказывает положительное влияние на релаксационную способность термобарьерного покрытия. Все результаты моделирования находятся в хорошем согласии с экспериментом.

ФРАГМЕНТАЦИЯ МАТЕРИАЛА КАК ДИССИПАТИВНЫЙ ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ ЦЕПОЧЕК МИКРОРОТАЦИЙ: ГИБРИДНАЯ МОДЕЛЬ ВОЗБУДИМЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Моисеенко Д.Д., Панин В.Е., Максимов П.В., Панин С.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия
mdd@ispms.tsc.ru

Многочисленные экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что реальное твёрдое тело представляет собой иерархически организованную систему, которая содержит в себе 3D кристаллическую подсистему и совокупность границ раздела, являющихся самостоятельными 2D подсистемами. В этих планарных подсистемах в процессе деформации распространяются первичные ротационно-волновые потоки массы и энергии. Эта концепция успешно развивается в рамках нового научного направления – физической мезомеханики.

Однако практически не существует моделей, адекватно описывающих возникновение ротационных мод деформации вдоль интерфейсов в нагруженном твёрдом теле. Как правило, для описания поведения объемного кристалла используются дислокационные подходы, а для описания массопереноса вдоль границ раздела – диффузионные теории. В связи с этим крайне актуальным является создание моделей, которые явно учитывают локальные моменты сил и связанную с ними ротационную составляющую пластического течения материала.

В работе развита математическая модель, в основе которой лежит положение о том, что процесс деформации есть следствие перераспределения энергии между различными структурными элементами твёрдого тела и трансформации различных её частей друг в друга. Создан инструмент компьютерного моделирования на базе хорошо апробированного и опубликованного авторами метода возбудимых клеточных автоматов (ЕСА). Создана трёхмерная модель построения зёрненной структуры поликристаллических материалов с явным учетом ориентации кристаллической решётки каждого зерна. Алгоритм расчёта локальных моментов сил развит для случая разворота и кручения материала. Соотношение для накопленной упругой энергии было дополнено диссипационным членом.

Проведены численные эксперименты по высокоэнергетическому воздействию на поликристаллические медные образцы с различными размерами зёрен. Образцы моделировали с помощью клеточного автомата с ГЦК упаковкой активных элементов размером 1 мкм. Размеры каждого образца составляли 100 X 10 X 100 мкм. Моделировались образцы с размером зерна 30 и 10 мкм. Лицевые грани подвергали воздействию потока энергии с плотностью 48 Вт/мм².

Численные эксперименты показали, что межзёренные границы являются источниками зарождения ротационных мод деформации. Наряду с пластическими деформационными потоками с поверхности, вдоль межзёренных границ формировалось весьма устойчивое распределение всех компонент векторов локальных моментов сил на более низком масштабном уровне. Особое внимание уделялось анализу картин распределения компонент векторного угла разворота микроэлементов, характеризующего величину деформации поверхностного слоя по схеме «сдвиг+разворот».

Анализ поворотных мод деформации в телах зёрен показал, что фрагментация тела зерна осуществляется механизмом формирования цепочек микроротаций в неоднородном поле локальных моментов сил, зарождающихся на межзеренных границах.

Моделирование показало качественное отличие в поведении мелкозернистого образца по сравнению с крупнозернистым: если в случае крупнозернистого материала замкнутые петли экстремальных значений моментов сил окружают каждое зерно в отдельности, то в случае мелкозернистой структуры эти петли окружают целые конгломераты зёрен.

Были исследованы временные зависимости таких величин, как среднее гидростатическое напряжение и удельный по объёму суммарный модуль локального момента силы. Обнаружено, что в мелкокристаллическом образце накопление гидростатических напряжений замедляется на фоне прироста величины локальных моментов сил. Этот

результат дал основание полагать, что диссипация упругой энергии при разворотах структурных элементов позволяет предотвратить возникновение пиковых концентраторов напряжений, которые характерны для крупнозернистых образцов и снижают их механические свойства.

Проведённое моделирование хорошо согласуется с экспериментом и подтверждает основополагающие концепции физической мезомеханики о чрезвычайно важной роли планарных подсистем и реализующихся в них ротационно-волновых потоков, которые генерируют дефекты в объём кристалла.

АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В РЕЛЬСАХ, ПОДВЕРГНУТЫХ ОБЪЕМНОЙ И ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ЗАКАЛКЕ

Морозов К.В.¹, Громов В.Е.², Иванов Ю.Ф.^{3,4}, Глезер А.М.⁵, Батаев В.А.⁶

¹ОАО «Евраз-ЗСМК», Новокузнецк, Россия,

²Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

³Томский национальный исследовательский политехнический университет, Россия,

⁴Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

⁵ЦНИИЧермет имени И.П. Бардина, Москва, Россия,

⁶Новосибирский государственный технический университет, Россия

Vadim.Kosterev@evraz.com

Цель работы - сравнительный анализ структурно-фазовых состояний и дефектной структуры, формирующихся в рельсах в результате объемной закалки в масле и дифференцированной закалки сжатым воздухом.

В качестве материала исследований были использованы образцы объемно-закаленных рельсов категорий «В», «ИК», «НЭ» и дифференцированно закаленных ДТ 350 по трем режимам (ГОСТ 51685-2000, 24182-80, 1778-70, 18267-82). Исследование морфологии и дефектной субструктуры выявленных фаз, анализ внутренних полей напряжений, установление мест локализации концентраторов напряжений осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Установлено, что в поверхностном слое рельсовой стали толщиной ~10 мм при дифференцированной термической обработке и объемной закалке формируется поликристаллическая структура, представленная зернами перлита пластинчатой морфологии, зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита сферической, глобулярной и пластинчатой форм, зернами структурно свободного феррита. Основной структурной составляющей рельсов, независимо от режима термической обработки являются зерна пластинчатого перлита. Установлено, что после объемной закалки структура более однородна, чем при дифференцированной закалке в приповерхностном слое стали (~2 мм) и

менее однородна в слое, расположенном на расстоянии ~ 10 мм от поверхности катания.

Независимо от категории рельсов и режима закалки, изображения структуры образцов, содержат изгибные контуры экстинкции, что указывает на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу. Концентраторами напряжений являются внутрифазные границы и межфазные границы. Границы раздела глобулярная частица/матрица являются источниками внутренних полей напряжений только в стали, подвергнутой объемной закалке.

Изгибные экстинкционные контуры минимальных поперечных размеров формируются у глобулярных частиц карбидной фазы, расположенных в зернах феррито-карбидной смеси, и более широкие - фиксируются у межфазных границ. Внутренние поля напряжений не превышают предела текучести. Внутренние поля напряжений, генерируемые межфазными границами раздела (частица/матрица), могут достигать величины предела прочности и являться опасными концентраторами внутренних напряжений, способными при эксплуатации изделия привести к формированию микротрещин. Такие потенциально опасные концентраторы напряжений формируются преимущественно в рельсах после объемной закалки. Анализируя результаты неоднородности рельсов по плотности изгибных экстинкционных контуров, можно сделать вывод, что после объемной закалки структура рельсов менее однородна по этому параметру в приповерхностном слое толщиной ~ 2 мм и более однородна в слое, расположенном на расстоянии ~ 10 мм от поверхности катания.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.

МАСШТАБНО-ИНВАРИАНТНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПРИ УСТАЛОСТНОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Оборин В.А., Банников М.В., Сокоиков М.А., Билалов Д.А., Наймарк О.Б.

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

В работе проведено исследование кинетики роста усталостных трещин в сплаве алюминия и магния АМГ6 в условиях высокоскоростного деформирования и гигацикловой усталости при которой материалы обнаруживают новые закономерности разрушения, связанные с качественной сменой механизмов зарождения и развития усталостных трещин. Локализация пластической деформации в условиях близких к чистому сдвигу исследовалась на образцах типа «сдвиг-сжатие», которые испытывались на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского [1]. После эксперимента

сохраненные образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического микроскопа-интерферометра NewView-5000.

Усталостное нагружение осуществлялось на ультразвуковой испытательной машине Shimadzu USF-2000. Ультразвуковая испытательная машина позволяет испытывать образцы на базе 10^9 - 10^{10} циклов с амплитудой от 1-го и до нескольких десятков микрон с частотой 20 кГц, что сокращает время испытания до нескольких дней в отличие от классических усталостных установок, в которых такое число циклов достигается за годы испытаний. В качестве метода количественного анализа для установления корреляций между механическими свойствами и масштабно-инвариантными (скейлинговыми) характеристиками дефектных структур, формирующихся в процессе динамического нагружения и гигацикловой усталости использовался интерферометр-профилометр New View 5010 высокого структурного разрешения. Полученные оптические изображения макро- и микрорельефа, образующегося на поверхности разрушения алюминиевых образцов в результате нагружения, исследовались по методике фрактального анализа [2].

В работе предложено оригинальное написание кинетического уравнения, устанавливающего связь между скоростью роста усталостной трещины и изменением коэффициента интенсивности напряжений. Установлена связь масштабных инвариантов дефектных структур, формирующих рельеф поверхности разрушения в процессе гигацикловой усталости, с показателем степени в обобщенном законе Пэриса.

Микроструктурные исследования морфологии поверхностей разрушения по данным трехмерной профилометрии (New View) для образцов из алюминиевого сплава АМГ6, нагруженных в условиях много- и гигацикловой усталости на ультразвуковой испытательной машине, позволили установить небольшое изменение масштабно-инвариантного показателя (показателя Хёрста) для различного числа циклов в широком диапазоне пространственных масштабов 0,4-34,7 мкм. Этот результат подтверждает наше предположение о значимой роли вышеупомянутых критических масштабов L_{pz} и l_{sc} в списке переменных для кинетического уравнения роста усталостной трещины [3].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 13-08-96025, № 14-01-31193).

Литература:

1. Rittel D., Landau P., and Venkert A. // Phys.Rev.Lett. 2008. V.101. 165501. P. 1-4.
2. Bouchaud E. Scaling properties of cracks // J. Phys. Condens. Matter. – 1997. – 9. –P. 4319– 4344.
3. V. Oborin, M. Bannikov, O. Naimark and T. Palin-Luc. Scaling invariance of fatigue crack growth in gigacycle loading regime // Technical Physics Letters. –2010. –Vol.36. –No.11. –P. 1061-1063.

**О ТРЕХУРОВНЕВОЙ МОДЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО
ДЕФОРМИРОВАНИЯ,
ВКЛЮЧАЮЩЕЙ КРИТЕРИИ ВЫХОДА В РЕЖИМ
СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ**

Останина Т.В., Трусов П.В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
tv-ostanina@yandex.ru, tpv@matmod.pstu.ac.ru*

В работе рассматриваются подходы к построению трехуровневой модели сверхпластичности, включающей физический анализ процессов, происходящих с дислокационной структурой на микроуровне и на уровне отдельного кристаллита (мезоуровне). Достижение больших пластических деформаций сопровождается возрастанием плотности дефектных субструктур и измельчением зеренной структуры за счет фрагментации и дробления зерен [1,2]. Как правило, эти изменения внутренней структуры материала приводят к повышению прочностных характеристик [3]. В то же время, в определенных температурно-скоростных условиях нагружения дробление зерен может приводить к реализации интенсивного зернограницного проскальзывания и выходу процесса деформирования в режим сверхпластичности [1]. Подробно исследуется роль границ зерен, которые в условиях сверхпластичности находятся в особом «аморфном» состоянии с низким сопротивлением зернограницному проскальзыванию [1]. Одной из причин перехода границ зерен в «аморфное» состояние является образование в границах скоплений дислокаций ориентационного несоответствия при взаимодействии с решеточными дислокациями. Высвобождение запасаемой на границах зерен энергии может происходить по различным каналам, из которых наиболее существенны для режима сверхпластичности зернограницное скольжение, ротация и дробление зерен. Дробление зерен, в свою очередь, приводит к увеличению площади межзеренных границ и, следовательно, лавинообразному увеличению числа новых систем скольжения. В работе строятся модели зернограницного сдвига, ротации и дробления зерен, на основе которых формулируются критерии выхода процесса пластического деформирования в режим сверхпластичности. Одним из важных этапов построения модели является выбор процедуры осреднения при переходе на макроуровень [4, 5]. Различные процедуры осреднения исследуются на примере задачи простого сдвига.

Работа выполнена в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Правительства Российской Федерации (Постановление № 220 от 9 апреля 2010 г.), договор № 14.B25.310006 от 24 июня 2013 года.

Литература:

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. –224 с.

2. Панин В.Е. Физические основы мезомеханики среды со структурой// Изв. вузов. Физика. –1992. – Т. 35. № 4. – С. 5-18.
3. Швейкин А.И., Воронцова Д.В. Двухуровневая модель неупругого деформирования поликристаллических металлов: описание дробления зерен// Математическое моделирование в естественных науках. – 2013. № 1. – С. 175-177.
4. Трусов П.В., Швейкин А.И. Теория пластичности. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2011. – 411 стр.
5. Трусов П.В., Швейкин А.И., Нечаева Е.С., Волегов П.С. Многоуровневые модели неупругого деформирования материалов и их применение для описания эволюции внутренней структуры//Физическая мезомеханика. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2012. –Т. 15, №1. –С. 33-56.

ФУНДАМЕНТАЛЬНАЯ РОЛЬ КРИВИЗНЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Панин В.Е., Егорушкин В.Е.

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

Деформируемое твердое тело есть нелинейная многоуровневая иерархически организованная система, состоящая из двух подсистем: 3D-кристаллической и 2D-планарной. Первичное скольжение развивается в планарной подсистеме (поверхностные слои и все внутренние границы раздела) механизмом нелинейных волн локальных структурных трансформаций атомных кластеров и создает зоны локальной кривизны, где происходит генерация деформационных дефектов всех типов. Их эмиссия в кристаллическую подсистему осуществляет ее пластическое формоизменение.

На основе теории калибровочных структур разработана нелинейная волновая теория потоков дефектов в планарной подсистеме. Они имеют вид спиралей различной кривизны и формируют поля поворотных моментов различного масштаба, которые определяют тип генерируемых деформационных дефектов.

В соответствии с законом сохранения момента импульса в 3D-кристаллической подсистеме развиваются динамические ротации обратного знака, которые тоже создают зоны локальной кривизны. При небольших степенях деформации это может быть ячеистая дислокационная структура, в которой повороты ячеек достигают несколько десятков градусов. При образовании кривизны мезомасштабного уровня деформируемое твердое тело генерирует shear bands, которые являются трансляционно-ротационными дефектами. В их ядрах происходит фрагментация материала, которая его упругую кривизну

превращает в локальные пластические развороты. Shear bands в металлических материалах с ГПУ структурой вызывают в базисных плоскостях скольжения локальные структурные трансформации ГПУ-ОЦК, которые обуславливают развитие поворотных мод на микромасштабном уровне.

При закритической локальной кривизне в зонах shear bands образуется микропористость материала как его структурно-фазовый распад. Коагуляция микропор при дальнейшем возрастании кривизны обуславливает распространение трещины, ветвление которой определяется профилем зоны кривизны.

Дано теоретическое описание распространения трещины как нелинейного волнового процесса, скорость которого определяется разностью внутренних напряжений растяжения (сжатия) и сдвига на фронте волны разрушения. Если эта скорость велика, пластичный материал разрушается хрупко. Источники сдвиговых дефектов определяются завихренностью сдвиговой деформации, которая зависит от градиента пластической дисторсии и образования локальной кривизны χ . При большой величине χ распространение трещины сопровождается локальным расслоением материала, дисперсией групповой скорости и структурно-фазовым распадом конденсированного состояния материала в вершине трещины. В этих условиях нелинейная волна разрушения распадается на динамические ротации.

Проведено систематическое экспериментальное исследование влияния локальной кривизны на механизмы распространения магистральной трещины при циклическом нагружении металлических поликристаллов, которые определяют усталостную долговечность материала. Полученные результаты хорошо согласуются с развитой нелинейной теорией разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов СО РАН № III.23.1.1, РФФИ № 14-01-00789.

Литература:

1. V.E. Panin, V.E. Egorushkin, Curvature Solitons as Generalized Structural Wave Carriers of Plastic Deformation and Fracture. 16 (2013) 267–286.
2. V.E. Panin, Fracture Mechanisms of a Solid as a Nonlinear Hierarchically Organized System. // Proc. Eur. Conf. Fracture 19, Kazan, Russia, 2012. – Kazan: Kazan Sci. Center RAS, 2012.
3. V.E. Panin., V.E. Egorushkin, L.S. Derevyagina and E.E. Deryugin, Nonlinear Wave processes of Crack Propagation in Brittle and Brittle-Ductile Fracture. 16 (2013) 183–190.

ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА СОСТОЯНИЕ ТВЕРДОГО РАСТВОРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА

Перевалова О.Б., Панин А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
perevalova52@mail.ru*

Обработка титана водородом имеет как пластифицирующий [1], так и охрупчивающий [2] эффект в зависимости от концентрации водорода (C_H). Представляет научный интерес выявить изменения в микроструктуре титанового сплава ВТ1-0 в процессе его наводороживания из газовой фазы, и установить корреляцию параметров микроструктуры поверхностных слоев технического титана с их механическими свойствами. В работе использованы методы рентгеноструктурного анализа (РСА), сканирующей электронной микроскопии с применением метода обратно-рассеянных электронов (ДОРЭ) и оптической металлографии (ОМ). Определены фазовый состав поверхностных слоев, параметры ГПУ структуры α -Ti a и c , их отношение c/a , параметры зеренной структуры и распределения микротвердости в зависимости от C_H .

Обнаружено, что после наводороживания профиль рентгеновских линий α -Ti становится несимметричным. Профиль каждой линии может быть представлен как суперпозиция двух симметричных линий ГПУ структуры двух фаз с разными параметрами кристаллической решетки: чистого α -Ti с неискаженной решеткой с отношением $c/a=1.588$ и с искаженной решеткой α -Ti с отношением $c/a > 1.588$. Степень несимметричности рентгеновских линий зависит от концентрации водорода, которая изменялась от 90 до 9000 ppm. При C_H , равной 360 ppm, наводороживание приводит к вытеснению углерода из твердого раствора с образованием карбидов титана. Последующее увеличение C_H сопровождается увеличением ассиметрии рентгеновских линий α -Ti вплоть до образования гидридов титана. При появлении линий гидридов титана линии α -Ti становятся симметричными, а параметры решетки – параметрами чистого α -Ti с отношением $c/a=1.588$.

Анализ распределений зерен по размерам (d), полученных методами ОМ, показал, что при увеличении концентрации водорода происходит изменение распределений δd : при неизменном наиболее вероятном значении размера зерна. Увеличивается дисперсия распределений. Методом ДОРЭ обнаружено, что при концентрации водорода 860 ppm в приповерхностной зоне глубиной до 100 мкм происходит образование специальных границ внутри исходных зерен, причем по мере удаления от поверхности доля специальных границ уменьшается. Кроме специальных, также происходит образование малоугловых границ. Вдоль границ исходных зерен образуются области с искаженной кристаллической решеткой.

Искажение кристаллической решетки α -Ti в процессе его наводороживания приводит к существенному (1000 МПа) увеличению

микротвердости образцов ВТ1-0. С увеличением C_H вплоть до образования гидридов титана среднее значение микротвердости (H_μ) практически не изменяется, однако изменяются распределения δH_μ : увеличиваются наиболее вероятное значение микротвердости ($H_{\mu\text{вер}}$), а также дисперсия распределений δH_μ . Между $H_{\mu\text{вер}}$ и отношением c/a α -Ti наблюдается линейная пропорциональная зависимость. Образование гидридной фазы, сопровождающееся уменьшением искажений кристаллической решетки α -Ti, приводит к резкому падению $H_{\mu\text{вер}}$ на 600 МПа. При дальнейшем увеличении времени наводороживания доля гидридных фаз и, соответственно, величина $H_{\mu\text{вер}}$ вновь возрастают. Причем, с увеличением объемной доли гидридной фазы величина микротвердости остается неизменной, а распределение δH_μ стремится к равномерному.

Литература:

1. Колачев Б. А. Обратимое легирование титановых сплавов водородом // Металловедение и термическая обработка металлов. 1993. №10. С. 28-31.
2. Цвиккер У. Титан и его сплавы. М.: Металлургия, 1979. 512 с.

МНОГОУРОВНЕВЫЙ ХАРАКТЕР ДЕФОРМАЦИИ АНИЗОТРОПНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Полетика Т.М.

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

Известно, что анизотропия упругих и пластических свойств поликристаллических металлов и сплавов приводит к высокой пространственной мезоскопической неоднородности их пластического течения на уровне отдельных зерен. При этом поликристалл ведет себя подобно структурно-неоднородному материалу, согласованность пластического формоизменения элементов которого предполагает одновременное вовлечение в деформацию различных структурно-масштабных уровней, среди которых ведущую роль приобретают аккомодационные механизмы мезоуровня деформации. Деформационное поведение такого рода поликристаллов может быть описано только на основе концепции деформируемого твердого тела как многоуровневой иерархической системы.

В настоящей работе многоуровневый подход использован при экспериментальном изучении пластической деформации ГПУ-сплавов циркония, характеризующихся резкой неравноправностью систем скольжения. Проведено комплексное исследование деформационного поведения сплавов циркония систем Zr-Nb и Zr-Sn на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях с использованием различных методов (просвечивающая и растровая электронная микроскопия, дифракция обратно рассеянных электронов, рентгеноструктурный анализ, двухэкспозиционная спекл-фотография, метод реперов, профилирование поверхности образца).

Использование многоуровневого подхода позволило установить взаимосвязь процессов, протекающих на различных уровнях деформации ГПУ- сплавов циркония, и выявить механизмы, обеспечивающие высокую способность анизотропных материалов к пластическому формоизменению. Показано, что выход деформации на мезоуровень в результате деформационного наклепа благоприятно ориентированных “мягких” зерен практически с самого начала нагружения приводит к возникновению и развитию макролокализации деформации и потери ее устойчивости, связанной с ранним возникновением шейки. Это проявляется в сложном характере параболической стадии кривых течения сплавов циркония, заключающемся в разделении их на участки, которые демонстрируют колебательный процесс «разупрочнения-упрочнения». Выявлены закономерности деформационного поведения ГПУ-поликристаллов в условиях нагружения, перераспределения напряжения и передачи деформации между различно ориентированными к оси деформации зернами.

Установлены взаимосвязь и соподчиненность процессов на макро-, мезо- и микроуровнях, развивающихся в условиях существенной неоднородности пластического течения и текстурообразования. Так, деформация в условиях существенной неоднородности процесса без нарушения сплошности может быть достигнута путем реализации локальных релаксационных процессов на микро- и мезомасштабных уровнях, обеспечивающих аккомодацию градиентов внутренних напряжений. Такие динамические процессы рассматриваются в качестве физических причин приостановки упрочнения на определенных участках деформационной кривой ГПУ- сплавов циркония. Установлено, что в сплаве системы Zr-Sn с сильным твердорастворным упрочнением это – формирование мезополос локализации деформации, обеспечивающих переориентацию решетки около границ зерен, а в сплавах Zr-Nb с преимущественно дисперсным и субструктурным упрочнением - развитие процессов низкотемпературного динамического возврата по механизму атермической коалесценции. В последнем случае достигается непрерывная эволюция фрагментированной структуры, сопровождающаяся периодической перестройкой системы границ, в результате которой они перестают быть стопорами деформации и способны эффективно поглощать дислокации. Оба механизма являются необходимыми аккомодационными механизмами мезоуровня, которые обеспечивают активную ротационную деформацию и препятствуют разрушению материала, однако эффективность их реализации зависит от устойчивости к микросдвигу, которая определяется составом и структурой материала. Установлено, что запуск релаксационного механизма путем коалесценции фрагментов способствует переориентации зерен и обеспечивает быстрое формирование текстуры. Аккомодация напряжений путем образования полос локализации деформации возможна в условиях высокой сдвиговой устойчивости на микроуровне, достигаемой дополнительным легированием сплава кислородом, что обеспечивает сочетание прочности,

пластичности и тормозит текстурообразование. Оптимальное кинетическое соответствие между скоростью деформации и локальными характеристиками деформационного и скоростного упрочнения циркониевых сплавов обеспечивает повышенную пластичность материала.

**ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОУРОВНЕВОЙ СИСТЕМЫ
НЕРАЗЪЕМНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ
НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ И ТИТАНОВОГО СПЛАВА С
ПРОМЕЖУТОЧНЫМИ ВСТАВКАМИ**

Пугачева Н.Б.¹, Мичуров Н.С.¹, Оришич А.М.², Черепанов А.Н.²,
Маликов А.Г.², Дроздов В.О.²

¹*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*

²*Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Новосибирск, Россия
nat@imach.uran.ru*

Использование лазерного излучения для сварки в настоящее время является одним из наиболее перспективных направлений развития технологии получения неразъемных соединений. Это обусловлено рядом преимуществ: во-первых, проведение процесса обработки на воздухе или в среде защитных газов (гелия, аргона, CO₂), что определяет возможность сварки крупногабаритные конструкции; во-вторых, лазерный луч легко управляется и регулируется, а также легко транспортируется с помощью зеркальных оптических систем; в-третьих, в отличие от электронного луча и электрической дуги на него не влияют магнитные поля, что обеспечивает стабильное формирование шва; в-четвертых, из-за высокой концентрации энергии (в пятне диаметром 0,1 мм и менее) в процессе лазерной сварки объем сварочной ванны весьма небольшой, ширина зоны термического влияния крайне мала, а скорости нагрева и охлаждения высокие (600 - 1000 град/сек), что обеспечивает высокую технологическую прочность получаемых соединений и минимальные деформации конструкций. Особенно ярко преимущества лазерного воздействия проявляются при сварке разнородных материалов с существенными различиями теплофизических свойств, например титана и аустенитной стали, которые используются в космическом, авиационном, нефтехимическом машиностроении, а титановые сплавы - в медицине.

Для получения качественных швов при сварке титанового сплава с нержавеющей сталью перспективным представляется использование некоторых промежуточных слоев, позволяющих ограничить рост интерметаллидной фазы и сгладить различия между соединяемыми материалами, например медной пластины. Сама по себе медь отличается высокой пластичностью и малой прочностью, однако при перемешивании соединяемых титанового сплава и аустенитной стали в расплаве меди возможно формирование сварного шва достаточно высокой прочности.

Цель данного исследования – изучить строение сварных соединений сплава ВТ1-0 и стали 12Х18Н10Т с промежуточными вставками, а также установить корреляции между свойствами зон соединений через медную

пластину, определенных на мезоуровне, с показателями прочности при статическом и усталостном нагружении. Сварку пластин толщиной 3 мм из этих сплавов проводили с помощью CO₂-лазера непрерывного действия с максимальной мощностью 3 кВт (подробно режимы и условия сварки рассмотрены ранее в работах [1, 2]). Проведены анализ макро- и микроструктуры образцов, определен характер распределения значений микротвердости по высоте и ширине швов (на приборе LEICA при нагрузке 50 г). Локальный химический состав материала шва определяли на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU (Чехия) с волнодисперсионной и энергодисперсионной приставками фирмы OXFORD. Свойства зон полученных соединений определяли с помощью прибора кинетического индентирования FISHERSCOPE 2000хум. Испытания механических свойств проведены на сервогидравлической испытательной машине Instron 8801 по синусоидальному циклу с частотой нагружения 5 Гц при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0$. Рельеф поверхности разрушения образцов после испытаний исследован на растровом электронном микроскопе с использованием определений элементов фрактотграфии поверхности.

Полученные сварные соединения представляют собой сложную композицию на основе медной матрицы, пересыщенной легирующими элементами с равномерно распределенными частицами интерметаллидов. Прочность соединений сравнима с прочностью титанового сплава ($\sigma_b=375$ МПа, ГОСТ 22178-76). Усталостная прочность испытанных сварных швов оказалось ниже, чем сплава BT1-0 и стали 12X18H10T, что связано с хрупким механизмом усталостного разрушения. Очаги разрушения возникали на границе медной пластины и титанового сплава. Доллом проходил по материалу шва, т.е. в медной пластине по вязкому механизму. На базе испытаний 100000 циклов $\sigma_0=230$ МПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке совместного проекта № 12-С-1-1026 «Создание научно-технологических основ применения лазерного излучения при сварке разнородных металлов и сплавов», выполняемого в ИМАШ УрО РАН (г. Екатеринбург) и ИТПМ им. С.А. Христиановича СО РАН (г. Новосибирск), частичной поддержке грантов РФФИ № 13-01-00516, № 14-08-00633.

Литература:

1. Н.Б. Пугачева, С.В. Смирнов, Д.И. Вичужанин и др. Прочность и структура неразъемных соединений титана и аустенитной стали, полученных лазерной сваркой с промежуточными слоями / // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 7. С. 26 – 33.
2. Лазерная сварка металлов с применением нанопорошковых модификаторов: Учебное пособие / А.М. Оришич, А.Н. Черепанов, В.П. Шапеев, Н.Б. Пугачева. Новосибирск: РИЦ НГУ, 2014. 259 с.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ СПЛАВА АМГ5, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Сизова О.В.^{1,2}, Колубаев А.В.^{1,2}, Колубаев Е.А.^{1,2},
Заикина А.А.², Рубцов В.Е.²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

В работе было проведено исследование микроструктуры сварного соединения пластин из неупрочняемого алюминиево-магниевого сплава, толщиной 5 мм, полученного методом сварка трением с перемешиванием после испытаний на растяжение.

Металлографический анализ структуры сплава в зоне сварного обнаружил ее неоднородное строение, несимметричное относительно плоскости стыка двух листов сплава. Кроме того, в металле шва сформировалась слоистая структура, состоящая из чередующихся полос, разделенных интенсивно травящимися границами. Подобные структуры описаны в ряде работ и известны под названием «луковичной структуры» (“onion rings”). При сравнении данной структуры со структурой поверхностного слоя металла при трении скольжения, обращает на себя внимание их сходство. Наличие структуры типа “onion rings”, также как при трении скольжения, обусловлено движением трехмерных структурных элементов по схеме "сдвиг + поворот" и несовместностью деформаций вблизи границы раздела слоев пластического течения и основного материала. При исследовании «луковичной структуры» также выявлено ультрадисперсное строение металла с размером структурных элементов 1...3 мкм. Такая ультрадисперсная структура образуется в результате фрагментации при интенсивной пластической деформации с наложением на этот процесс рекристаллизации.

Еще одной особенностью структуры сварного соединения является протяженный дефект, проходящий через всю толщину листа. При детальном рассмотрении было установлено, что данный дефект является поверхностью сопряжения двух свариваемых пластин.

При испытании на образцов растяжение обнаружилась закономерность в характере разрушения. Начальная трещина распространяется от корня шва по поверхности сопряжения, о которой говорилось выше. Дальнейшее распространение трещины может происходить как по основному металлу шва, так по поверхности сопряжения, но разрушение всегда начинается от корня шва вдоль поверхности сопряжения двух пластин.

Анализ фрактограммы поверхности разрушения показал, что ее структура делится на три части. В нижней части образца (корне шва), где начинает образовываться трещина, поверхность гладкая, характерная для процесса расслоения материала. Выше, структура поверхности разрушения имеет все черты, присущие вязкому разрушению. В верхней части

поверхности разрушения видны следы расслоения материала под некоторым углом к поверхности алюминиевого листа. Наименее прочным оказался металл у корня шва. Наличие расслоения привело к тому, что шов разошелся уже при минимальном нагружении. Причиной возникновения такого дефекта, по-видимому, является недостаточный прогрев металла из-за интенсивного отвода тепла в сварочный стол и короткий штифт инструмента, не обеспечивающий перемешивание материала. Образованию несплошности также способствует оксидная пленка на торцевых поверхностях алюминиевых листов, что отмечается и другими авторами. В результате, предел прочности сварного соединения оказывается ниже предела прочности основного металла.

Работа выполнена по проекту № III.23.2.4 Программы III.23.2 фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг., при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0063) в рамках реализации Постановления Правительства РФ № 218 и гранта РФФИ №14-08-31662.

МЕТОД ИЕРАРХИЧЕСКИХ СЕТОК ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ

ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В СТРУКТУРНО- НЕОДНОРОДНЫХ СРЕДАХ

Черепанов Р.О.¹, Герасимов А.В.¹, Кректулева Р.А.², Черепанов О.И.³

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
rcherepanov82@gmail.com*

При моделировании процессов деформирования структурно-неоднородных сред получаемые решения как правило имеют резко выраженные компактные области быстрого изменения искомых параметров и относительно большие области пространства, в которых искомые параметры решения изменяются гладко. При численном решении статических и казистатических задач МДТТ и мезомеханики эта особенность решения позволяет эффективно сокращать вычислительные затраты за счет сгущения расчетных сеток в областях резкого изменения решения, например- вокруг включений, в точках приложения нагрузки, в угловых точках и т.п.. Однако, такой подход требует априорной информации о получаемом решении. Кроме того, увеличение пространственного разрешения расчетной сетки приводит к быстрому росту соответствующей СЛАУ и времени счета.

В данной работе предлагается метод, использующий иерархию расчетных сеток, в которой ячейки подробной сетки с самым мелким разрешением объединяются в более крупные ячейки огрубленной сетки, которые в свою очередь, объединяются в еще более крупные ячейки и т.д. Крупные ячейки рассматриваются и деформируются как единое целое, но их составные части могут деформироваться самостоятельно: возникает

иерархии сеток или расчетных ячеек. В этой иерархии расчетные ячейки нижнего уровня зависят от ячеек верхнего уровня, сохраняя при этом некоторую степень собственной подвижности.

На основе вариационных принципов механики сплошных сред для такой системы иерархических сеток предложен эффективный численный метод решения статических задач механики деформируемого твердого тела, основной особенностью которого является быстрая сходимость решения даже на очень подробных сетках.

Деформация каждой ячейки (любого уровня иерархии) рассматривается как элемент функционального базиса, на котором строится решение. Каждой такой базисной функции (и связанной с ней ячейке) можно поставить в соответствие обобщенную силу и упорядочить ячейки по убыванию этой силы. А так как искомое решение является такой линейной комбинацией выбранного функционального базиса, которая доставляет минимум энергии, то такое упорядочивание позволяет быстро выделять низкочастотные и высокочастотные составляющие решения. При этом, в силу того, что областей быстрого изменения решения мало в силу их компактности, а областей медленного изменения решения мало в силу ограниченности объема моделируемой среды, суммарные затраты на поиск решения на подробных сетках снижаются.

При этом, в отличие от геометрических многосеточных методов (geometrical multigrid and algebraic multigrid method) не требуется выводить в явно виде СЛАУ и строить для нее семейство СЛАУ более низкого ранга, после чего осуществлять сглаживание и интерполяцию решения между этим сетками.

Существенным преимуществом разработанного метода также является то, что время счета пропорционально $n \log(n)$, где n – число расчетных ячеек самой подробной сетки. На сетках 32-64 узла по каждой координате и более предлагаемый метод становится эффективнее прямого обращения матриц и итерационных методов.

Работа выполнена в рамках Программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета.

СТАТИСТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ФОРМЫ ДВИЖУЩЕГОСЯ МНОГОУРОВНЕВОГО (СТУПЕНЧАТОГО) ФРОНТА

Чернов В.М.

*ОАО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А.Бочвара» (ОАО «ВНИИНМ»), Москва, Россия
chernovv@bochvar.ru*

При рассмотрении многих задач, связанных с зарождением и перемещением многоуровневых (ступенчатых) движущихся фронтов в твердых материалах, разделяющих реакционные области от исходного материала (массовая кристаллизация в объеме, рост новых фаз, перемещение границ и дислокаций в материалах, формирование покрытий, др.), возникает задача о перемещении таких фронтов, их форме и скорости.

Характеристики фронтов определяются механизмами образования (зарождения) и последующего роста критических зародышей. Многоуровневость (ступенчатость) фронтов определяется вероятностями образования критических зародышей, возникающих на многоуровневом (ступенчатом) движущемся фронте, механизмами роста и структурой (дефектностью) направления перемещения таких зародышей.

Общий вероятностный подход к решению таких задач был предложен (А.Н.Колмогоров, 1937) на примере решения задачи о массовой кристаллизации в объеме, когда была решена задача для двухуровневой задачи (исходного-нулевого и одного последующего, $n = 0, 1$), но не было рассмотрено заполнение последующих слоёв ($n > 1$), когда зародыши образуются на движущемся ступенчатом фронте.

В данной работе, на примере дислокации, движущейся по кристаллическому рельефу (плоскости скольжения или переползания), когда многоуровневый рельеф фронта создается кристаллической решеткой и её дефектами (рельефом Пайерлса или случайными препятствиями в плоскости скольжения, атомными рядами при переползании, $n > 1$), рассмотрены форма и скорость перемещения ступенчатого фронта дислокации (в исходном состоянии прямолинейный, $n = 0$), контролируемого типом кристаллической решетки и дефектами (зародышами являются двойные перегибы, поглощение атомов/вакансий при переползании, срывы дислокации с барьеров закрепления при их случайном распределении в плоскости скольжения), значениями напряжения и температуры. Эквидистантные расстояния между уровнями определяются или параметрами кристаллической решетки или средними расстояниями между препятствиями в плоскости скольжения дислокации. Фронт (дислокация) проходит некоторую переходную стадию неустановившегося движения, а затем стадию стационарного движения (если реализуется), когда форма фронта «забывает» исходную (стартовую) форму (подложки, др.). Функцией, характеризующей перемещение ступенчатого фронта, рассматривается функция $f_n(t)$, $n > 1$, определяющая вероятность заполнения произвольной точки n -го ряда фронта в момент времени t . Для установившегося процесса (если он реализуется) вид функции $f_n(t)$ не зависит от номера ряда, а для соседних рядов выполняется соотношение $f_{n+1}(t) = f_n(t - T)$, где T некоторая постоянная величина, определяющая собой среднее время заполнения ряда и перемещения фронта на один ряд при стационарном процессе. Вычислены значения T в зависимости от плотности вероятности образования (постоянной) критических зародышей и скоростей их роста. Рассмотрены постоянные и переменные (экспоненциально затухающие) скорости роста зародышей во времени.

После переходной стадии (зависящей от формы стартового положения фронта – исходного заполнения рядов) может устанавливаться стационарный фронт (достигается стационарная скорость), характеристики которого зависят от вероятностей образования и скоростей роста критических зародышей. Характер скорости стационарного движения, определяемый параметром $1/T$, изменяется качественно при переходе от случая постоянной скорости к

случаю затухающей скорости роста зародышей. При постоянной скорости роста зародышей скорость перемещения фронта (дислокации) пропорциональна квадратному корню из вероятности образования зародышей. В этом случае, при термофлюктуационном зарождении зародышей, «эффективная» энергия барьера, преодолеваемого фронтом, будет равна половине активационной энергии барьера для обычного аррениусовского процесса. При затухающей (экспоненциально) скорости роста зародышей скорость перемещения фронта пропорциональна вероятности образования зародышей. В этом случае, «эффективная» энергия барьера, преодолеваемого фронтом, будет равна активационной энергии барьера для обычного аррениусовского процесса.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ ВОЛН В РАМКАХ МОДЕЛЕЙ ОБОБЩЕННЫХ СРЕД

Чертова Н.В.

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

Возможность распространения поверхностных волн впервые была установлена лордом Рэлеем для классической, упругой среды в 1855 году. В опубликованной им работе теоретически было показано, что вдоль плоской свободной границы изотропного полупространства могут распространяться упругие волны, амплитуда которых уменьшается по экспоненте с глубиной. Эти поверхностные волны, названные позднее релеевскими, содержат лишь две отличные от нуля компоненты вектора. Поверхностные упругие волны изучаются на протяжении длительного времени и находят разнообразное практическое применение. По мере развития новых представлений о структуре деформируемых тел и механизмах деформации, учитывающих роль их внутренней организации в процессах деформирования, появился ряд математических моделей обобщенных сред, в какой-то мере адекватных этим представлениям. Наряду с изучением волн Релея в классической упругой среде были рассмотрены поверхностные волны, распространяющиеся в континууме Коссера, Лера, псевдоконтинууме Коссера и микрополярной среде Эрингена. Указанные модели, полученные в рамках структурно-феноменологического подхода, кроме вектора перемещений упругой среды содержат дополнительные независимые кинематические переменные, характеризующие внутреннюю структуру бесконечно малого элемента объема. Исключением является континуум Лера, который не содержит новых степеней свободы, но в его определяющих соотношениях учитываются градиенты смещений более высоких порядков. Актуальность изучения закономерностей распространения поверхностных волн в рамках моделей обобщенных сред обусловлена тем, что ряд экспериментально наблюдаемых эффектов, например дисперсия поверхностных волн, не могут быть объяснены в рамках классической модели упругой среды.

К числу моделей обобщенных сред относится модель упругопластической среды с дислокациями, построенная на основе формализма калибровочной теории дефектов. Указанная модель содержит дополнительные степени свободы, описывающие дефектную структуру, свойственную реальным материалам и определяющую ряд известных механизмов неупругой деформации. Построенное и исследованное аналитическое решение, описывающее распространение поверхностной волны в модели упругопластической среды с дислокациями, показало наличие дисперсии и изменение структуры поверхностной волны. Поверхностная волна, распространяющаяся в среде, определяемой данной моделью, имеет в отличие от модели упругой среды три не равные нулю компоненты вектора смещений. Этот факт, требующий экспериментального подтверждения, позднее был установлен в рамках модели упругой среды Коссера.

МНОГОУРОВНЕВЫЙ ПРОЦЕСС УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ.

Шанявский А.А.

*Государственный Центр Безопасности полётов,
Аэропорт Шереметьево-1, Москва, Россия*

Классическое представление об усталости металлов, которое характеризует единственная кривая Веллера, претерпело с течением времени радикальное изменение в первую очередь в связи с созданием нового научного направления «Физическая мезомеханика». Введение нового мезо масштабного уровня потребовало переосмысления в понимании механизмов зарождения трещин, и было показано, что в области многоциклового усталости решающую роль играют процессы, связанные с накоплением повреждений в поверхностном слое.

Введение мезо масштаба поставило вопрос о том, какие процессы зарождения трещин должны соответствовать микро масштабному уровню, для которого, в соответствии с кривой Веллера, не было места, поскольку существовало представление о пределе усталости, ниже которого разрушений металла не должно было происходить. Однако развитие испытательной техники, позволившее увеличить базу испытаний до 10^9 – 10^{10} циклов за разумный период времени, показало, что разрушения ниже предела усталости существуют, а очаги возникающих трещин располагаются под поверхностью образца. Эта область разрушения была названа областью сверхмногоциклового усталости. Именно она и явилась областью мирок масштабного уровня разрушения.

В связи с этим нами было введено представление о трёх уровневом процессе зарождения трещин в металлах и на основе синергетического анализа предложено единое описание процесса усталости с помощью бифуркационной диаграммы. Она ставит в соответствие уровню напряжения три области долговечностей, отвечающих микро-, мезо- и макро масштабному уровню накопления повреждений.

В докладе рассмотрены механизмы зарождения трещин для всех масштабных уровней и особое внимание уделено формированию очагов разрушения под поверхностью для сталей, титановых сплавов, алюминиевого сплава и жаропрочных сплавов, как на образцах, так и на лопатках авиационных двигателей.

Обсуждается вопрос об определении предельного состояния материала в области бифуркации, которая соответствует переходу от области микро- к мезо масштабному уровню разрушения.

Показано, что при сквозном упрочнении материала может быть получено зарождение усталостной трещины под поверхностью на всех масштабных уровнях. В этом случае предельное состояние материала по критерию зарождения трещины будет определять только структурой металла и не зависит от состояния поверхности.

ОПИСАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ МНОГОУРОВНЕВЫХ МОДЕЛЕЙ НЕУПРУГОСТИ

Швейкин А.И., Трусов П.В., Волегов П.С.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
alexey.shveykin@gmail.com*

Состояние внутренней структуры материала определяет поведение материала на макроуровне, его эксплуатационные свойства. При неупругом деформировании внутренняя структура материала эволюционирует: происходит изменение зеренной и дислокационной структуры, поворачиваются решетки кристаллитов. Это используется для получения материалов с уникальными свойствами: субмикроструктурных, нанокристаллических, текстурированных, способных к сверхпластическим деформациям, а также для механической обработки изделий с целью улучшения их эксплуатационных свойств. Построение математических моделей, способных описывать эволюцию структуры материалов при неупругом деформировании, даст возможность оптимизировать существующие и предлагать новые технологические процессы обработки материалов и изделий.

Для описания процессов деформирования поликристаллических материалов с учетом эволюции их мезо- и микроструктуры предлагаются многоуровневые (двух и трехуровневые) конститутивные модели на базе физической теории пластичности, включающие описания внутриверного вязкопластического скольжения дислокаций и зернограничного проскальзывания, ротационной моды пластичности с явным учетом несовместности скольжения дислокаций в соседних зернах, фрагментации и дробления кристаллитов [1]. В рамках трехуровневой модели описывается переход к режиму сверхпластического деформирования, реализацию этого режима и выход из него (в модель включен критерий реализации сверхпластического режима деформирования, комплексно

характеризующий необходимые условия, в том числе по состоянию зеренной структуры).

Для связи подмоделей различных масштабных уровней применяются условия согласования определяющих соотношений на различных масштабных уровнях [1], данный подход позволяет конкретизировать вид независимой от выбора системы отсчета производной тензора напряжений Коши в определяющем соотношении макромасштабного уровня. Можно отметить, что во многих существующих моделях [2] авторами в явном уровне не рассматриваются определяющие соотношения на макроуровне, однако при численной реализации в конечно-элементном пакете (большинство авторов использует Abaqus) осуществляется введение макромасштабного уровня (точка интегрирования, соответствующая выборке кристаллитов), где используется производная Яуманна тензора напряжений Коши. В работе показано, что такой подход может приводить к физически некорректным результатам (использование коротационной производной на основе согласования определяющих соотношений на различных масштабных уровнях позволяет этого избежать).

Разработан алгоритм использования разработанных моделей при решении краевых задач с помощью метода конечных элементов (в пакете Abaqus), включая определение матрицы касательных модулей и интегрирование уравнений конститутивной модели (определение напряжений и внутренних переменных на конец шага), созданы соответствующие предложенным многоуровневым моделям вычислительные модули и постпроцессор для анализа результатов, характеризующих изменяющуюся внутреннюю структуру.

С использованием созданного программного комплекса получены результаты моделирования различных процессов обработки изделий из поликристаллических металлов давлением, включая описание эволюции внутренней структуры: формы, размеров и ориентации кристаллографических осей структурных элементов поликристаллических агрегатов (зерен, субзерен, фрагментов), эффективных макроскопических упругих и пластических свойств поликристаллических материалов. Полученные результаты удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты №12-08-01052-а, №14-01-00069-а), грантов Президента РФ по поддержке молодых кандидатов наук (№МК-4485.2014.1, №МК-390.2013.1).

Литература:

1. Трусов П.В., Швейкин А.И., Нечаева Е.С., Волегов П.С. Многоуровневые модели неупругого деформирования материалов и их применение для описания эволюции внутренней структуры // Физическая мезомеханика. – 2012. – Т. 15, №1. – С. 33-56.

2. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые физические модели моно- и поликристаллов. Статистические модели // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – №4. – С.17-28.

Секция 2.
Неустойчивость и локализация
деформации и разрушения
в многоуровневых системах

ПРОЦЕСС СКЛАДКООБРАЗОВАНИЯ В ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛАХ ПРИ СЖАТИИ

Алфёрова Е.А.¹, Лычагин Д.В.^{1,2}

¹Юргинский технологический институт

Томского политехнического университета, Россия,

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
katerina525@mail.ru, dvl-tomsk@mail.ru

Складкообразование привлекает внимание как исследователей занимающихся фундаментальными проблемами физики пластичности, так и ученых практиков. Рассмотрение процессов складкообразования способствует углубленному пониманию механизмов релаксации и аккомодации поверхностных напряжений при различных технологических процессах обработки металлов давлением. Кроме того, складкообразование при обработке материалов часто играет отрицательную роль. В связи с этим, анализ условий образования складок является важным и актуальным. Исследование физической природы формирования складок удобнее проводить на монокристаллах чистых металлов. Это обусловлено определенной геометрией дислокационного скольжения и отсутствием влияния границ зерен. Поэтому целью настоящей работы является изучение процессов складкообразования на монокристаллах.

Формирование складчатой структуры рассматривали в работе на монокристаллах с различной энергией дефекта упаковки и гомологической температурой. Исследования проводили на монокристаллах никеля, меди, алюминий и Ni_3Fe с ближним и дальним атомным порядком с ориентацией осей сжатия в углах стандартного стереографического треугольника с разными наборами боковых граней для каждой оси сжатия.

В каждом случае, процесс складкообразования индивидуален, хотя и имеет общие закономерности. Складки (наплывы) в приторцевой зоне всегда формируются при испытаниях на сжатие. Это обусловлено схемой напряженного состояния и наличием торцевого трения. Складки в центральной части образца, где реализуется схема одноосного сжатия, образуются за счет несовместности деформации соседних доменов и общего искривления образца. Складкообразование наиболее активно протекает в том случае, когда плоскости скольжения вписаны в форму образца несимметрично.

В работе проанализирована морфология складок формирующихся в различных материалах. Выявлено, что на размер области наплыва в приторцевой зоне и на размер мезоскладок наибольшее влияние оказывает гомологическая температура деформации. На долю площади грани, занятой складками в большей степени оказывает воздействие кристаллогеометрический фактор (степень точности ориентации оси сжатия и боковых граней).

Методом интерференционной микроскопии на примере $[\bar{1}11]$ -монокристаллов никеля определено, что при деформации 10% величина сдвига в складках составляет 80...350 нм.

Проведенный в работе кристаллографический анализ (EBSD-метод) показал, что складки в области изгиба образца при деформации 16% представляют собой чередование двух основных ориентаций. Областей с ориентацией близкой к исходной ориентации $[\bar{1}11]$ относительно оси сжатия (с фактором Шмида порядка 0,45) и областей с вновь сформировавшейся ориентацией $[110]$ (с фактором Шмида порядка 0,35). При этом переход от одной ориентации к другой происходит постепенно через промежуточные ориентации, лежащие на стороне стандартного стереографического треугольника $\langle 111 \rangle - \langle 110 \rangle$.

Величина углов разориентации внутри прослоек исходной ориентации составляет 2...6°. Рассмотрение изменения углов разориентации вдоль секущей позволяет наблюдать его периодический характер. Максимальные значения угла разориентации отмечаются с шагом примерно в 5 мкм. Угол разориентации на границах переориентированных областей заметно выше и составляет 30...40°. Следовательно, поворот решетки является механизмом деформации наряду с октаэдрическим скольжением.

КАЧЕСТВЕННАЯ И КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ФРАКТОГРАФИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОМУ УСТАЛОСТНОМУ НАГРУЖЕНИЮ

Банников М.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б.

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

В работе с целью установления масштабно-инвариантных закономерностей инициирования и роста трещины приводится анализ поверхностей разрушения образцов титана и его сплавов, подвергнутых многоцикловой и гигацикловой усталости. Методами оптической и электронной микроскопии проведен качественный анализ морфологии поверхности, а использование интерферометра-профилометра New View 5010 позволило установить количественные характеристики профиля поверхности разрушения. Зарождение трещины происходило как с поверхности образца так и в объеме материала с характерным для того типом излома – «рыбий глаз» («fish-eye») [1]. Количественная фрактография является эффективным методом исследования роли исходной структурной гетерогенности, накопления дефектов различных масштабных уровней (дислокационных ансамблей, микропор, микротрещин) при оценке критических условий перехода от дисперсного к макроскопическому разрушению [2]. Описание характерных стадий этого перехода, включающих зарождение и развитие трещин, является основой

для оценки временного ресурса изделий в условиях усталости. С целью установления параметров структурного скейлинга [3] поверхность разрушения исследовалась с помощью интерферометра New View. Обнаружены две характерные зоны, сильно отличающиеся друг от друга шероховатостью и, соответственно, значением показателя Херста. В результате анализа скейлинговых закономерностей было установлено, что зона вокруг очага разрушения связана с накоплением микроповреждений, которые обнаруживают коррелированное поведение. По мере циклического нагружения дефекты накапливаются и образуют усталостную трещину критического размера, начиная с которого ее рост подчиняется закону Пэриса.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского Фонда Фундаментальных Исследований РАН №: 13-08-96025, № 14-01-31193 мол_a

Литература:

1. Sakai T. Review and Prospects for Current Studies on High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use // Jour. Solid Mech. and Mat. Eng. 2009-3(3)-Рр.425-439
2. В. А. Оборин, М.В. Банников, О. Б. Наймарк, Т.Палин-Лус Масштабная инвариантность роста усталостной трещины при гигацикловом режиме нагружения // Письма в журнал технической физики. – 2010 – 36(22). – С. 76-82
3. Bouchaud E. Scaling properties of cracks //J. Phys.: Condens. Matter 1997-9-Рр. 4319–4344

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Билалов Д.А., Наймарк О.Б., Соковиков М.А., Чудинов В.В.,
Оборин В.А., Терёхина А.И.

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

Исследование посвящено численному моделированию процесса высокоскоростного деформирования металлических образцов и экспериментальному исследованию на установке Гопкинсона-Кольского с целью изучения механизмов локализации пластического течения и стадийности процесса разрушения металлов. Рассматривались две задачи.

Первая задача посвящена моделированию процесса высокоскоростного нагружения на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского (сжатие) специальных образцов типа «сдвиг-сжатие». Это цилиндрические образцы, имеющие прямоугольный вырез под углом 45° ,

расположенный по середине образца с двух сторон. Образцы типа «сдвиг-сжатие» видятся перспективными для экспериментального изучения механизмов локализации пластической деформации и таких механизмов разрушения металлов, как формирование адиабатических полос сдвига.

В режиме реального времени боковая поверхность образцов исследовалась с помощью высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Полученное распределение температурного поля в различные моменты времени позволило судить о развитии процесса локализации пластической деформации.

После эксперимента сохраненные образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического микроскопа-интерферометра NewView-5000.

Постановка второй задачи соответствует экспериментальной схеме, которая была реализована в работах А. Marchand, J. Duffy (1988) [1] и Н. Giovanola (1988) [2] по динамическому нагружению полых цилиндрических образцов на установке Гопкинсона-Кольского (сдвиг при кручении) с регистрацией 'in-situ' неоднородности деформирования оптическими методами, а так же методом инфракрасной термографии, при последующем анализом структуры на сохраненных образцах. В данных работах были установлены три характерные стадии развития динамического разрушения: квазиоднородное распределение пластической деформации вдоль всего образца, интенсивная локализация пластической деформации на характерном масштабе и формирование полос адиабатического сдвига, приводящее к разрушению образца. Модель деформируемого твёрдого тела, отражающая связь нелинейной кинетики формирования многомасштабных коллективных мод дефектов с релаксационными свойствами (пластичностью) и локализацией разрушения [3], была использована для описания стадийности пластического течения и формирования полос локализованного (адиабатического) сдвига с учетом кинематических особенностей развития неоднородного пластического течения «сдвиг при кручении». Принимая во внимание симметрию задачи, математическая постановка была сформулирована в квазиодномерном виде. Был проведён ряд численных экспериментов, в ходе которых была установлена зона локализации деформации. Результаты численных расчётов качественно соответствуют экспериментальным данным.

Работа выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ 13-08-96025 р_урал_a, 14-01-31193 мол_a и гранта УрО РАН 14-1-НП-291.

Литература:

4. А. Marchand, J. Duffy «An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel» - J. Mech. Phys. Solids Vol. 36, No. 3, pp. 251-283. 1988

5. Н. Giovanola «Adiabatic shear banding under pure shear loading» - Mechanics of Materials 7(1988) 59-71.

6. О.Б.Наймарк «Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения» - Физическая мезомеханика 6 4(2003) 45-72.

**СТРУКТУРНЫЕ УРОВНИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ
ТЕПЛОСТОЙКОЙ СТАЛИ 12Х1МФ, ПОВЕРХНОСТНО
МОДИФИЦИРОВАННОЙ ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ОБРАБОТКОЙ
ПУЧКОМ ИОНОВ Zr^{+}**

Панин С.В.^{1,2}, Власов И.В.^{1,2}, Сергеев В.П.^{1,2}, Марущак П.О.³,
Любути́н П.С.¹, Титков В.В.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Тернопольский национальный технический университет, Тернополь, Украина

Проблема изучения и прогнозирования усталостного разрушения конструкционных материалов и изделий является актуальной научно-технической задачей. Смежной с ней является проблема повышения твердости и износостойкости деталей машин, что может быть эффективно решено путем наноструктурирования поверхностных слоев. В последнее время с использованием ионных источников реализованы режимы модифицирования поверхностного слоя. Исследования влияния таких слоев на усталостную долговечность образцов теплостойких сталей представляет особый интерес, в том числе, по причине важной роли поверхности в зарождении и развитие усталостных трещин. Целью работы являлось исследование влияния модифицирования поверхностного слоя стали 12Х1МФ ионами Zr^{+} на повышение ее усталостной долговечности.

Выбор материала исследований обусловлен его теплостойкостью, поскольку авторы стремились минимизировать термическое влияние вакуумно-дуговой ионно-лучевой обработки. Кроме того, предложенный способ модификации может быть рекомендован для обработки роликов машин непрерывного литья заготовок, изготавливаемых из подобной по назначению и свойствам стали 25Х1МФ [1]. Плоские образцы были выполнены из фрагмента трубы методом электроискровой резки. Для проведения усталостных испытаний в качестве концентратора напряжения в образцах изготавливали отверстие диаметром 2 мм.

Ионно-дуговую обработку образцов проводили с помощью сильноточного вакуумно-дугового источника металлических ионов на установке УВН-0,2 «Квант». Вследствие вращения относительно ионного источника, образцы периодически выходили из-под действия пучка, что позволило исключить их непрерывный нагрев (происходивший именно в момент их взаимодействия с ионным пучком) и вызванное этим

разупрочнение (отпуск). В определенной степени можно говорить, что помимо облучения, образцы испытывали циклическое термическое воздействие, что могло обусловить структурные изменения не только в тонком (до нескольких микрон) приповерхностном слое, куда способны проникнуть ионы циркония.

Испытания на усталостную долговечность проводили при циклическом растяжении в режиме много- и малоциклового усталости. Показано, что в результате обработки модификация структуры протекает по всему поперечному сечению: при этом в слое толщиной до 100 мкм наблюдается снижение микротвердости, в то время как в сердцевине она оказывается выше, чем в необлученном образце. Под действием пучка металлических ионов поверхностный слой образцов нагревается до температуры 800-900 °С. В тонком приповерхностном слое (до 2 мкм) повышается уровень локальных напряжений. Это сопровождается значительной фрагментацией поверхностного слоя с формированием зёрен размером до 100-150 нм. Показано, что модификация структуры при облучении приводит к сдерживанию развития локализованной пластической деформации. В результате зафиксировано повышение усталостной долговечности модифицированного образца стали 12Х1МФ может достигать 2-х раз.

Литература:

1. Yasniy P., Maruschak P., Bishchak R., Hlado V., Pylypenko A. Damage and fracture of heat resistance steel under cyclic thermal loading // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. – 2009. – Vol. 52. – P. 22-25.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КЛАСТЕРНОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ РОТАЦИОННОЙ ВОЛНЫ В ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ

Головнев И.Ф.¹, Головнева Е.И.¹, Мержиевский Л.А.²,
Фомин В.М.¹, Панин В.Е.³

¹*Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Новосибирск, Россия,*

²*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия*

³*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

В настоящей работе была поставлена задача выявить возникновение кластерной структуры и ротационного поля при распространении нелинейного волнового потока локальных структурных трансформаций в монокристалле меди под действием внешних приложенных напряжений. Для этой цели методом молекулярной динамики рассчитывалось развитие и прохождение по наноструктуре, имеющей форму прямоугольного параллелепипеда, волн, генерируемых внешним сжимающим напряжением σ_0 , которое действует в течение интервала времени T_σ . При этом исследовались сопутствующие процессы в структуре на микроуровне. Для

описания межатомного взаимодействия использован широко апробированный потенциал А. Воутера, полученный в рамках метода внедренного атома [1] для металлов.

В работе использовалась широко известная скоростная модификация Верле второго порядка точности с шагом по времени 10^{-16} с. После отключения внешнего напряжения в момент T_σ система становится замкнутой и изолированной. С этого момента проводился расчет ошибки интегрирования. Погрешность по энергии в течение интервала в 50 пс не превышала 10^{-5} %.

В результате были получены следующие закономерности:

1. Обнаружено формирование ротационной волны, в которой происходит повышенная генерация кластерных дефектов различных атомных конфигураций;

2. Показано, что передний фронт ротационной волны является комплексом сформированного множества границ раздела, с различными радиусами кривизны;

3. Показано, что наноструктура, в результате процесса самоорганизации, формирует множество границ раздела различного радиуса кривизны, являющихся генераторами дефектов, которые являются метастабильными и понижают термодинамическую неравновесность нанокристалла;

4. Рассчитана скорость движения фронта ротационной волны, которая составляет примерно 1300 м/с.

5. Показано, что фронт ротационной волны составляет примерно 70 Å (7 нм) и имеет сложную структуру: в передней части фронта массовая скорость отрицательна (вещество движется против движения волны, что связано с формированием кластерной структуры), а затем скорость становится положительной (400 м/с) и по амплитуде превышает скорость на переднем фронте примерно в 2 раза (– 200 м/с). Над фронтом с отрицательной скоростью формируется температурный пик, в котором температура (400 К) примерно в 4 раза выше, чем за фронтом (100 К).

Работа выполнена при финансовой поддержки междисциплинарного интеграционного проекта СО РАН N78.

Литература:

1. Voter A.F. Embedded Atom Method Potentials for Seven FCC Metals: Ni, Pd, Pt, Cu, Ag, Au, and Al //Los Alamos Unclassified Technical Report LA-UR-93-3901.

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА V-4Ti-4Cr

Гриняев К.В.^{1,2,3}, Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2,3}, Смирнов И.В.^{2,3},
Чернов В.М.⁴, Потапенко М.М.⁴

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

²Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,

³Томский государственный университет, Томск, Россия,

⁴ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия

kvgrinyaev@inbox.ru

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии проведено комплексное изучение особенностей пластической деформации и разрушения мелкокристаллического сплава V-4Ti-4Cr после механических испытаний растяжением при температурах 20 и 800 °С.

Установлено, что пластическая деформация при комнатной температуре протекает, в основном, в объеме зерен, что приводит к фрагментации крупных кристаллитов на мелкие зерна и формированию высокодефектной микроструктуры с элементами субмикрокристаллического и наноструктурного состояния.

В процессе растяжения при повышенной (800 °С) температуре, вследствие разупрочнения границ зерен, пластическая деформация осуществляется, преимущественно, по этим границам.

Предполагается, что активизация явления локализации пластического течения является результатом формирования в высокопрочных состояниях мощных концентраторов напряжений и новых высокоэнергетических носителей кооперативных мод деформации – взаимосвязанных ансамблей дислокаций и точечных дефектов, взаимодействующих с ультрадисперсными частицами второй фазы.

Для объяснения структурной и токовой неустойчивости пластического течения в зонах локализации деформации, в рамках дислокационно-вакансионной модели [1, 2], в качестве механизма пластической деформации рассматривается механизм движения краевых дислокаций, подвижность которых определяется процессами их переползания при преодолении частиц второй фазы в условиях высокой концентрации деформационных точечных дефектов.

Показано, что взаимосвязь параметров микроструктуры и уровня прочностных свойств изучаемого сплава во многом определяется действующими механизмами пластической деформации и переориентации кристаллической решетки, активизация которых, в свою очередь, зависит как от условий внешнего воздействия, так и от особенностей локального упруго-напряженного состояния.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований СО РАН III.23.1. (2013-2016 гг.). Исследования проведены с

использованием оборудования ТМЦКП Томского государственного университета.

Литература:

1. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И. // Известия вузов. Физика. – 1991. – № 3. – С. 81-92.
2. Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И., Коротаев А.Д. Коллективные эффекты в ансамбле дислокаций и вакансий при формировании полосы локализованной деформации. – Томск: Изд-во Том. ун-та. Препринт № 5, 1989. 40 с.

**УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИЙ ИНВАРИАНТ
АВТОВОЛН ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

Плосков Н.А., Данилов В.И., Зуев Л.Б.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия
pna@ispms.tsc.ru, dvi@ispms.tsc.ru, lbz@ispms.tsc.ru*

Пластическая деформация любых материалов на всех стадиях от предела текучести и до разрушения на каждом масштабном и структурном уровне развивается, как это было установлено в конце XX столетия, локализовано и упорядоченно. Эта проблема приобрела особую актуальность в настоящее время, когда все более расширяется использование наноструктурных и ультрамелкозернистых материалов, которые обнаруживают склонность к локализации деформации на макромасштабном уровне. Общеизвестно, что на макроуровне пластическое течение имеет автоволновой характер, причем тип автоволны определяется законом пластического течения, то есть стадийностью кривой нагружения. На стадии линейного деформационного упрочнения формируется фазовая автоволна локализованной пластичности с определенной длиной и скоростью распространения. Ранее было установлено, что произведение этих двух параметров по порядку величин совпадает с произведением межплоскостного расстояния наиболее плотноупакованных кристаллографических плоскостей на скорость распространения поперечных упругих волн в соответствующих материалах. Это обстоятельство дало основание определить названное соотношение, как инвариант упругих и пластических деформационных процессов. Он индивидуален для каждого исследованного материала. В настоящей работе исследовались закономерности изменения упругопластического инварианта в зависимости от межплоскостного расстояния и модулей сдвига и всестороннего сжатия ряда металлических материалов. Установлено, что значения инварианта монотонно возрастают с увеличением межплоскостного расстояния для металлов одного периода таблицы элементов Д.И. Менделеева. При переходе к металлам соседнего периода они снижаются скачком и опять начинают увеличиваться.

Подобные скачкообразные закономерности наблюдаются и в зависимостях от модулей, но с увеличением последних значения инварианта в пределах периода уменьшаются. Если нормировать значения инварианта на величину атомной массы соответствующих элементов, то для всех материалов независимо от их положения в периодической системе элементов Д.И. Менделеева происходит возрастание с увеличением межплоскостного расстояния и падение с ростом обоих модулей. Обсуждение наблюдаемых явлений в рамках ранее предложенной двухкомпонентной модели самоорганизации пластического течения позволило установить, что упругопластический инвариант отражает взаимозависимость протекания упругих и пластических процессов при пластическом течении. Его величина для конкретного материала определяется строением атомов и электронной структурой кристаллов соответствующих элементов.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 12ГБА

Деревягина Л.С.¹, Лемешев Н.М.¹, Корзников А.В.²,
Сафаров И.М.², Гладковский С.В.³

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

²*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,*

³*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

lsd@ispms.tsc.ru

Как правило, прочность конструкций из хладоломких сталей увеличивают за счет увеличения их металлоемкости, что приводит к перерасходу металла. В связи с ускоренным освоением северных территорий потребность в хладоломких сталях увеличивается, и важность проблемы снижения металлоемкости продукции возрастает. Для ее решения необходимы глубокие знания о физической стороне явления разрушения элементов конструкций, поскольку с уменьшением расхода металла в изделии и увеличения уровня действующих напряжений возрастает опасность выхода конструкций из строя. Для повышения прочности стали ее подвергают обработке методами интенсивной пластической деформации. В результате зеренно-субзернная структура измельчается и возрастает роль границ зерен из-за большой их протяженности и неравновесного состояния. В физической мезомеханике развивается концепция, согласно которой, состоящая из поверхностных слоев и внутренних границ раздела планарная подсистема, наряду с кристаллической подсистемой, играет важную роль. В ней развиваются первичные потоки дефектов, эмиссия в кристаллическую подсистему которых, осуществляет формоизменение.

В связи с изложенным выше в работе поставлена цель: в широком температурном интервале от $T=20^{\circ}\text{C}$ до $T=-113^{\circ}\text{C}$ сравнить влияние воздействия на структуру, текстуру, механические свойства и характер разрушения стали 12ГБА при растяжении и ударном нагружении таких видов обработок как: интенсивная теплая прокатка (ТП) и всесторонняя изотермическая ковка (ВК)[1-2] и экспериментально проверить положения мезомеханики.

По результатам исследования стали были количественно оценены размер зеренно-субзеренной структуры, спектры распределения границ зерен, изменения плотности мало и большеугловых границ зерен, текстура. Проанализировано влияние на них интенсивной теплой прокатки, растяжения и ударного нагружения при разных температурах. В интервале температур от комнатной до -113°C исследованы механические свойства при растяжении и ударном воздействии и построены температурные зависимости прочностных и пластичных характеристик, ударной вязкости. Поскольку с энергоемкостью процесса разрушения связаны различия в степени рельефности изломов в работе исследованы микромеханизмы разрушения стали и количественно оценена шероховатость изломов R_a при растяжении и ударном нагружении и проанализировано влияние воздействия жесткости напряженного состояния на них.

Выводы: При низких температурах улучшенным сочетанием свойств прочности и вязкости по сравнению с крупнокристаллическим аналогом сталь 12ГБА обладает, после обработок ТП и ВК. Обработка ВК обуславливает при комнатной температуре наиболее высокую прочность, малую пластичность и более низкую, чем в КК состоянии, вязкость разрушения. После ТП прочностные и пластичные свойства стали занимают промежуточное положение между крупнокристаллическим состоянием и состоянием структуры после ВК. Однако сочетание свойств ее прочности и пластичности наиболее оптимальны для реализации высокой вязкости разрушения в интервале температур от $+20^{\circ}\text{C}$ до -80°C .

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований грант №13-01-00403-а.

Литература:

1. Деревягина Л.С., Корзников А.В., Сафаров И.М., Заточная Л.В., Гладковский С.В. Влияние всесторонней изотермической ковки на структуру, механические свойства и характер разрушения стали 12ГБА // Деформация и разрушение материалов.- 2012.- №10.- С.25-32.
2. Сафаров И.М., Корзников А.В., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние субмикрокристаллического состояния на прочность и ударную вязкость низкоуглеродистой стали 12ГБА // Физика металлов и металловедение.- 2012.- №10.- С.1055-1060.

ВЫЯВЛЕНИЕ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕГО ВЫГЛАЖИВАНИЯ ПО КРИТИЧЕСКОМУ СОСТОЯНИЮ МАТЕРИАЛА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

Тарасов С.Ю.¹, Кузнецов В.П.², Дмитриев А.И.^{1,3}

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

²*Курганский государственный университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
dmitr@ispms.tsc.ru*

Современными исследованиями установлено, что фрикционное взаимодействие на практически любых конструкционных материалах приводит к образованию в поверхностных слоях наноразмерных структур трения. Одним из механизмов образования таких слоев является сдвиговая неустойчивость подповерхностных слоев материала. Сущность сдвиговой неустойчивости заключается в смене сдвиговой моды деформации на ротационную по механизму зернограничного проскальзывания либо ротационной рекристаллизации или за счет дисклинационного механизма, что связано с получением зерен субмикронного размера. Сдвиговая неустойчивость пластически деформированного металла определяет развитие процесса изнашивания по адгезионному механизму и приводит в конечном итоге к задирам на поверхности трения. При этом значительно ухудшается качество поверхности, наступает разупрочнение наклепанного слоя и развивается stick-slip режим трения.

Исследованиям сдвиговой и термодинамической неустойчивости в поверхностном слое конструкционных материалов при трении с высокими нагрузками посвящены работы многих современных авторов. Чаще всего под сдвиговой неустойчивостью понимается критическое изменение свойств и структуры материала поверхностного слоя при высоких скоростях нагружения и активация квазивязкого течения. Так, для решения задачи повышения производительности наноструктурирующего выглаживания на основе управления теплоотводом от индентора инструмента необходимо определить величину максимальной допустимой скорости выглаживания, при достижении которой материал приповерхностного слоя переходит в критическое состояние сдвиговой неустойчивости. В работе проведено комплексное экспериментальное и теоретическое изучение условий возникновения и развития сдвиговой неустойчивости материала при фрикционной обработке поверхностного слоя, что проявляется в существенном ухудшении параметров микропрофиля или в виде развития автоколебаний индентора инструмента. Для анализа экспериментальных данных использованы результаты электронной микроскопии, для проведения численных исследований использован метод моделирования на основе дискретного подхода. Результаты проведенных исследований находятся в хорошем качественном согласии.

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТКАНЕЙ ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА

Зайцев Д.В., Панфилов П.Е.

Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия,

Институт естественных наук, Екатеринбург, Россия

Dmitry.Zaytsev@urfu.ru

Основной функцией зуба человека является измельчение пищи. Уникальные прочностные свойства его твердых тканей (дентин и эмаль) позволяет ему функционировать в течении всей жизни человека. Действительно, ранее было показано, что дентин является высоко упругим, пластичным и прочным материалом, тогда как эмаль при сравнимой с дентином упругости и прочности, значительно уступает ему в пластичности. Понимание механизмов их деформационное поведение даст возможность создавать новые материалы, обладающими высокими прочностными свойствами. Дентин и эмаль человека являются сложноорганизованными биологическими композитами с иерархической структурой. Они состоят из неорганических и органических компонентов. Содержание органики в дентине значительно больше по сравнению с эмалью: дентин - 50% неорганики и 30% органики; эмаль - 92% неорганики и 2% органики (по объему). Основным структурными элементами на мезоскопическом уровне являются дентинные каналы и эмалевые стержни для дентина и эмали, соответственно. Гидроксиапатит кальция и органические компоненты определяют структуру дентина и эмали на микроскопическом уровне. Целью данной работы является определения механизмов, определяющих деформационное поведение дентина и эмали человека. Для этого будут проведены механические испытания на сдвиг в трех направлениях (1 - дентинные каналы и эмалевые стержни лежат в плоскости сдвига и ориентированы перпендикулярно направлению нагружения; 2 - они лежат в плоскости сдвига и ориентированы параллельно направлению нагружения; 3 - они ориентированы перпендикулярно, как плоскости сдвига, так и направлению нагружения) выполняли на Shimadzu AG-X 50kN. Поверхности изломов изучали при помощи сканирующего микроскопа JEM 6390 LV.

Механические свойства образцов дентина из первой и второй группы были подобными: $G_1=0,56\pm0,08$ ГПа и $G_2=0,64\pm0,15$ ГПа; $\sigma_{в1}=64,0\pm3,1$ МПа и $\sigma_{в2}=70,2\pm4,1$ МПа; $\delta_1=30,2\pm2,2\%$ и $\delta_2=30,7\pm2,2\%$. Ход деформационной кривой третьей группы образцов совпадал с ходом кривых образцов из первой и второй группы до $\delta_3=16,9\pm1,3\%$, после чего образцы разрушались ($G_3=0,58\pm0,05$ ГПа и $\sigma_{в3}=42,1\pm2,3$ МПа). Поэтому анизотропию механических свойств дентина можно не учитывать до ~17% деформации, а направление перпендикулярное дентинным каналам является слабым. Аттестация поверхностей изломов дентина подтвердило это предположение. Поверхность излома гладкая, когда дентинные каналы

ориентированы перпендикулярно поверхности, тогда как при параллельной ориентировки дентинных каналов на поверхности излома наблюдаются ступеньки, что соответствует переходу трещины на более легкое направление. Следовательно, дентинные каналы не влияют на деформационное поведение до 17% и поведение дентина определяется элементами на микроскопическом уровне, тогда как дентинные каналы начинают деформироваться после 17%. Анизотропия в эмали более значительна и ее можно не учитывать только до деформации ~5%. $G_1=0,76\pm0,17$ ГПа, $G_2=1,16\pm0,29$ ГПа и $G_3=0,90\pm0,29$ ГПа; $\sigma_{B1}=38,4\pm1,3$ МПа, $\sigma_{B2}=45,9\pm0,8$ МПа и $\sigma_{B3}=146,7\pm5,7$ МПа; $\delta_1=9,9\pm0,5\%$, $\delta_2=7,2\pm1,0\%$ и $\delta_3=51,1\pm3,5\%$. Плоскость перпендикулярная эмалевым стержням является направлением с большим сопротивлением разрушения, что подтверждается характером роста трещины, которая распространяется вдоль эмалевых призм, но никогда поперек.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-31691 мол_а и при финансовой поддержке УрФУ в рамках реализации программы развития университета «Молодые ученые УрФУ»

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ДВУХФАЗНЫХ МОДЕЛЬНЫХ СИСТЕМ «МАТРИЦА-ВКЛЮЧЕНИЕ» И «ПОКРЫТИЕ-ПОДЛОЖКА»

Зиновьева О.С.^{1,2}, Шахиджанов В.С.², Романова В.А.¹, Балохонов Р.Р.^{1,3}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

emelyanova@ispms.tsc.ru

При нагружении на свободной поверхности металлов формируется специфический деформационный рельеф, оказывающий негативное влияние на характеристики поверхности и на механические свойства материала. Цель настоящей работы – исследовать влияние внутренней структуры на морфологические изменения, происходящие на поверхности нагруженного материала, на примере двухфазных модельных систем «матрица-включение» и «покрытие-подложка».

На примере двумерной модели исследовано влияние геометрических особенностей границы раздела «покрытие-подложка» на характеристики деформационного рельефа. В двумерной и трехмерной постановках рассмотрена задача об одноосном растяжении образцов, содержащих единичные включения квадратной и кубической формы. Задачи решались методом конечных элементов и конечных разностей.

В двумерной и трехмерной постановках задачи исследовано влияние ориентации включения и его расположения относительно свободной

поверхности на высоту и форму рельефных образований. Проанализировано напряженно-деформированное состояние модельных образцов, приводящее к морфологическим изменениям поверхности. Показано, что в случае более жесткого включения на поверхности образца наблюдается область экструзии, в случае более мягкого – интрузии. Анализ результатов расчетов показал, что на расстоянии от поверхности, превышающем линейный размер включения, ориентация практически не влияет на форму и наклон рельефной складки. Для включения, выходящего на поверхность, ориентация оказывает значительное влияние на морфологию поверхности.

Работа выполнена при поддержке Президиума РАН и Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 14-08-00277-а).

INVESTIGATION OF DEFECT NUCLEATION IN TITANIUM DURING MECHANICAL LOADING

Zolnikov K.P., Korchuganov A.V., Kryzhevich D.S., Psakhie S.G.

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

kost@ispms.tsc.ru

The study of atomic mechanisms involved in the onset and development of plastic deformation in titanium crystallite under uniaxial loading and nanoindentation is made in framework of molecular dynamics method. Atomic interactions are described by many-body interatomic potentials. It is shown that at a certain threshold strain level the local structural changes would occur in the crystallite during deformation due to strain and thermal fluctuations. These structural changes are realized by rearrangements of the atomic configurations on the first and second coordination spheres. The onset of plastic deformation in the crystallite is characterized by rapid decrease in the potential energy. The effect of free surfaces and grain boundaries on the local structural changes in the titanium crystallite is investigated. Increasing of temperature leads to decreasing of the crystallite threshold strain level. It is shown that titanium response on nanoindentation is determined by crystalline structure discreteness. At the early stages of plastic deformation this effect shows itself as pop ins occurring in the nanoindentation curves.

АВТОВОЛНОВАЯ ФИЗИКА ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Зуев Л.Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

lbz@ispms.tsc.ru

Экспериментальные данные, полученные в течение последних двадцати пяти лет и обобщенные в монографии [1], показали, что пластическая деформация на макромасштабном уровне развивается

локализовано, принимая форму автоволн [2]. Тип каждой из них определяется законом деформационного упрочнения, действующим на соответствующей стадии пластического течения. Автоволны локализованного пластического течения характеризуются длиной $3 \leq \lambda \leq 15$ мм [1], скоростью распространения $10^{-5} \leq V_{aw} \leq 10^{-4}$ м/с [1], дисперсионным соотношением $\omega = 1 \pm k^2$ [3].

В работе предложено объяснение процесса формирования автоволн локализованной пластичности при растяжении с постоянной скоростью, основанное на представлении о самоорганизации дефектной структуры деформируемой среды. При пластической деформации изменение состояния среды определяется согласованным перераспределением упругих напряжений и движением очагов локализованной пластичности, возникающих на любой стадии процесса. Первый процесс контролируется скоростью звука, а второй - скоростью автоволн. Из размерных величин τ_p, D_{pp} можно составить комбинации $\lambda \approx (D_{pp}\tau_p)^{1/2}$ и $V_{aw} \approx (D_{pp}/\tau_p)^{1/2}$ с размерностями длины и скорости соответственно. При этом $D_{pp} \approx \lambda V_{aw} \approx r_{ion} V_{\perp} \approx 10^{-7}$ м²/с, где r_{ion} - радиус иона в решетке металла, а $V_{\perp}$ - скорость поперечных звуковых волн. Отсюда следует, что градиенты упругой деформации и параметров порядка, описывающих неупругое поведение, взаимозависимы, что объясняет связь $\lambda \cdot V_{aw}$ с $r_{ion} \cdot V_{\perp}$.

Сказанное выше указывает на связь микроскопических решеточных характеристик деформируемых кристаллов с макроскопическими характеристиками локализованного пластического течения, хотя соотношение пространственных масштабов в этом случае $\lambda/r_{ion} \approx 10^8$. Наличие такой связи, в частности, означает, что:

- упругая компонента общей деформации ε_{el} играет важную роль в развитии общей деформации ε_{tot} тела под нагрузкой.

- решеточные характеристики деформируемой среды и характеристики локализованной пластической деформации связаны соотношением $\lambda \cdot V_{aw} \approx \zeta \cdot r_{ion} \cdot V_{\perp}$, выражающим масштабную инвариантность деформации на микро- и макроуровнях;

- очаговый характер пластического течения позволяет выделить в деформируемой среде параметры порядка. Уравнения их эволюции соответствуют уравнениям процессов самоорганизации в активных распределенных средах. В деформируемой среде коэффициенты переноса могут быть как положительными, так и отрицательными, приводя к кривым дисперсии с минимумом либо с максимумом соответственно;

- согласие экспериментальных и расчетных кривых дисперсии на стадиях I и II деформационного упрочнения позволяет утверждать, что деформируемая среда представляет собой распределенную систему,

активность которой выражается в генерации очагов пластической деформации под действием внешней силы.

Литература:

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
2. Земсков В.П., Лоскутов А.Ю. // ЖЭТФ. 2008. Т. 134. № 2(8). С. 406-412.
3. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Баранникова С.А. // ЖТФ. 2010. Т. 80. № 7. С. 53-59.
4. Zuev L.B., Barannikova S.A. // J. Mod. Physics. 2010. V. 1. N 1. P. 1-8.

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ НА МИКРО-, МЕЗО-
И МАКРОМАСШТАБНОМ УРОВНЕ И МЕХАНИЗМЫ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ
МЕТАЛЛОВ С ГЦК РЕШЕТКОЙ**

Иванов К.В.

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

Известно, что деформационное поведение ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов, полученных воздействием интенсивной пластической деформации, существенно отличается от поведения обычных крупнозернистых материалов. Как правило, они обладают высокими прочностными характеристиками, слабым деформационным упрочнением, при растяжении имеет место сильная локализация деформации вскоре после достижения предела текучести, ведущая к быстрому разрушению. Ограниченная величина пластичности препятствует практическому применению УМЗ материалов в качестве конструкционных. Для дальнейшего улучшения их механических свойств необходимо понимание действующих механизмов деформации и управление ими путем формирования необходимой структуры или варьирования условий деформации.

В настоящее время понятно, что для УМЗ материалов тщательное и комплексное изучение структуры несколькими взаимодополняющими методами является основным условием для получения корректных данных о связи структурных характеристик с механизмами деформации. В связи с этим в работе была поставлена задача установить взаимосвязь структурных особенностей УМЗ металлов с ГЦК решеткой, проявляющимися на микро- мезо- и макромасштабном уровнях и условиями их деформации с закономерностями деформационного поведения и механизмами пластической деформации в интервале умеренных температур. В качестве материалов для исследования были выбраны технически чистые алюминий, медь и никель, имеющие различную степень чистоты, разные значения энергии дефекта упаковки и температуры плавления.

Установлено, что УМЗ структура металлов с ГЦК решеткой в областях с характерным размером 50 – 100 мкм (мезомасштабный уровень) является однородной с точки зрения следующих ее характеристик: плотности дислокаций, уровня внутренних напряжений, размера элемента зеренно - субзеренной структуры, размера субзерна. Распределение размера зерен (областей, окруженных только большеугловыми границами), доли большеугловых границ зерен и геометрической формы субзерен и зерен на мезомасштабном уровне неоднородно.

На примере алюминия и меди установлено, что распределение некоторых структурных характеристик (размера зерна, доли большеугловых границ зерен) и механических свойств (предела текучести) неоднородно в заготовке, подвергнутой равноканальному угловому прессованию (то есть на макроуровне).

Показано, что внутризеренное дислокационное скольжение в относительно крупных зернах и зернограницное проскальзывание ультрамелких зерен являются механизмами, действующими при пластической деформации ультрамелкозернистого алюминия при комнатной температуре. Прямым измерением вклада зернограницного проскальзывания в общую деформацию в локальных областях обнаружено, что при благоприятных условиях (низкие скорости деформации) верхний предел оценки вклада зернограницного проскальзывания в общую деформацию достигает 45% в области шейки и 72% в области однородного удлинения. При увеличении скорости деформации вклад зернограницного проскальзывания в общую деформацию падает, а степень локализации деформации возрастает. В этих условиях активно формируются полосы локализованной деформации.

Величина показателя скоростной чувствительности напряжения и деформация до разрушения ультрамелкозернистого алюминия остается существенно ниже значений, характерных для зернограницного проскальзывания даже при низких скоростях деформации, несмотря на значительный его вклад в общую деформацию. Показано, что это связано с неоднородностью ультрамелкозернистой структуры алюминия, проявляющейся на мезомасштабном уровне – наличием протяженных областей, в которых размер зерна выше по сравнению со значением, характерным для всего объема материала, а доля большеугловых границ снижена. Увеличение пластичности ультрамелкозернистых металлов может быть достигнуто путем увеличения вклада зернограницного проскальзывания в общую деформацию за счет увеличения степени однородности ультрамелкозернистой структуры на мезомасштабном уровне.

Представленные результаты составляют основу диссертации автора на соискание ученой степени доктора наук, планируемой к защите в 2014 году.

ВЛИЯНИЕ ИЗНОСА ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ СВАРКИ ТРЕНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ ШВА

Тарасов С.Ю.^{1,2}, Рубцов В.Е.², Колубаев Е.А.^{1,2}

¹*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

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

tsy@ispms.ru, rvy@ispms.ru, eak@ispms.ru

Анализ работ, посвященных влиянию формы инструмента на перемешивание металла в шве показывает, это влияние в значительной степени нивелируется налипающим на рабочую поверхность инструмента металлом. Исследования течение пластифицированного материала при сварке трением показывает, что шов образуется при взаимодействии двух потоков материала, формируемых двумя частями инструмента. При этом образуется onion структура, которая свидетельствует о недостаточном перемешивании. Реальное перемешивание осуществляется инструментом с налипшим на него трибологическим слоем. Частицы трибологического слоя могут отрываться от инструмента и замешиваться в образующийся сварной шов, тем самым они ухудшают его однородность и ослабляют его механическую прочность служа концентраторами напряжений.

Поскольку инструмент работает в экстремальных условиях проблема изнашивания стоит весьма остро особенно для сварки и обработки композитных материалов, металлических сплавов и сталей с высокой температурой плавления. Однако и в случае инструмента из инструментальной стали для сварки алюминий-магниевого сплава эта проблема существует, поскольку при значительном износе будет ухудшаться качество перемешивания материала и увеличиваться вероятность образования дефекта.

Цель данной работы выявление механизмов изнашивания и факторов способствующих деградации структуры материала СТП инструмента.

На рабочей части инструмента с адгезионным трибологическим слоем хорошо заметна полностью забитая металлом часть спиральной канавки, которая служит для формирования потока металла от плеч инструмента. Поскольку хорошее качество шва обеспечивается только при правильном взаимодействии этого потока с потоком от рабочего выступа, то возможно формирование дефекта. При исследовании всех типов трибологических слоев слоев можно заметить, что в непосредственной близости к стальному инструменту выделяется тонкий слой с контрастом, отличным как от оксидной составляющей слоев, так и от перемешиваемого алюминиевого сплава. С помощью EDX было установлено, что он состоит из алюминия и железа, соотношение их атомных концентраций соответствует интерметаллиду $FeAl_3$.

Адгезионное взаимодействие между телами в трибоконтакте приводит к формированию промежуточного (трибологического) слоя материала,

течение можно описать в терминах гидродинамики. Результатом такого изменения исходной структуры материала является механическое перемешивание и формирование частиц износа при работе пар трения. Адгезионное взаимодействие между поверхностью инструмента и свариваемым металлом также приводит к образованию трибологического слоя, когда механический контакт осуществляется уже между металлическими поверхностями одного и того же металла. При этом активируется диффузия железа в алюминий. Поскольку диффузия металла по границам зерен бывшего аустенита гораздо интенсивнее, чем объемная диффузия, то при формировании интерметаллида происходит охрупчивание границ материала и в результате интенсивной деформации могут отделяться частицы материала инструмента.

Таким образом, было установлено, что реакционная диффузия железа в алюминий и образование интерметаллида может быть причиной изнашивания инструмента и ухудшения качества шва.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0063) в рамках реализации Постановления Правительства РФ № 218.

INFLUENCE OF CRYSTALLOGRAPHIC ORIENTATION ON RESPONSE OF COPPER DURING NANOINDENTATION

Korchuganov A.V., Kryzhevich D.S., Zolnikov K.P., Psakhie S.G.

Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS, Tomsk, Russia

avkor@ispms.tsc.ru

Features of the onset and evolution of plastic deformation in copper crystallites during nanoindentation are investigated using molecular dynamics simulations. Response of specimens with different crystallographic orientations of loaded surface is studied. Atomic interactions are described by many-body potential constructed in terms of embedded atom method. Initial temperature of specimens is equal to 300 K. Indenter moves with speed of 50 m/s. Loading of specimens is carried out by absolutely rigid atomic indenter shaped as semi-cylinder. Axis of indenter is parallel to the loaded surface.

We have calculated dependences of the force acting on the indenter in the indentation direction P and fraction of atoms involved in local structural changes n from indentation depth h . Good correlation between $P(h)$ and $n(h)$ curves is found. Generation of local structural changes leads to decreasing of the $P(h)$ curve's slope or appearing of extremum due to internal stress relaxation.

Analysis of structural changes taking place in the indented material has shown that orientation of the loaded surface significantly influences on features of plastic deformation in the simulated specimens. Thus, when the orientation of the loaded surface is $(01\bar{1})$ partial dislocations $a/6 \langle 112 \rangle \{111\}$ are generated in the contact zone and intrinsic stacking fault is located between them. As the

indenter penetrates they slide towards the side edges of the crystallite and form an atomic step on the free surface after leaving the specimen. In case of (111) surface indentation partial dislocations $a/6\langle 112 \rangle\{111\}$ are nucleated in $(11\bar{1})$ planes. Their movement leads to formation of micro-twin. While loading (001) surface an area with distorted fcc lattice containing atoms with hcp symmetry is formed in the contact zone. After stopping the indenter dislocation loops are emitted from this area, leave the sample at the side edges and form atomic steps.

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ТВИДОВОЙ СТРУКТУРЫ НА ФОЛЬГАХ ВЫСОКОЧИСТЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Кузнецов П.В., Сурикова Н.С., Власов И.В.

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

Среди специфических усталостных явлений, традиционно наблюдаемых на поверхности чистых металлов, таких как образование экструзий и интрузий, устойчивых полос скольжения, зарождение и рост усталостных трещин, сравнительно менее изучено образование твидовых структур. Твидовые структуры представляют собой упорядоченную систему периодических возмущений поверхности, образующих на поверхности моно- и поликристаллов алюминия квадратные решетки со сторонами, ориентированными под углом около 45° к оси растяжения. Образование твидовых структур на поверхности фольг монокристаллов алюминия кубической ориентации связано со специфическим механизмом релаксации упругой энергии нагруженных фольг в результате неустойчивости Гринфелда. Эта неустойчивость развивается в различных граничных условиях, что обуславливает образование твидовых структур различного масштаба и их самоподобие.

В настоящей работе исследована возможность образования твидовых структур различного масштаба на поверхности фольг высокочистого поликристалла алюминия А999 при циклической деформации. Толщина фольг составляла около 200 мкм, размер зерна в фольге составлял ~ 200 мкм. Фольги наклеивали специальным клеем на образцы-подложки из технического алюминия, которые подвергали циклической деформации до различного числа циклов. Поверхность фольг исследовали с помощью атомно-силового микроскопа и интерферометра белого света NewView, позволяющих получать трехмерные изображения поверхности образцов.

На поверхности деформируемых фольг в интервале $0 < N < 4300$ числа циклов наблюдали хорошо известные эффекты развития циклической деформации: одиночное скольжение, обрывающееся на границах зерен, двойное скольжение, а также зерна, в которых следы пластической деформации не наблюдаются. В интервале $12000 < N < 24000$ циклов

наблюдали образование экстрезий и интрузий, полос локализованной деформации, проникающих через границы зерен, и локализацию деформации вблизи границ в отдельных зернах в форме поверхностных гофров.

В интервале $18000 < N < 80000$ циклов, в отдельных зернах на поверхности фольги наблюдали твидовые структуры различного масштаба. Профили поперечных сечений твидовой структуры микронного диапазона имеют синусоидальную форму. Средний период твидовой структуры составляет около $T \sim 3$ мкм, а средняя высота выступов твидовой структуры – около 0,5 мкм. В отдельных зернах была обнаружена твидовая структура субмикронного диапазона с периодом около 80 нм, наложенная на выступы твидовой структурой микронного диапазона.

В интервале $42000 < N < 90000$ циклов наблюдали эффекты разрушения твидовой структуры микронного диапазона, которые происходят либо вследствие прохождения полос локализованной деформации, типа солитонов кривизны, либо путем уменьшения амплитуды шаровидных выступов твидовой структуры с ростом числа циклов вплоть до ее полного исчезновения с поверхности фольги.

Таким образом, в результате исследования установлено, что при циклической деформации фольг поликристаллов высокочистого алюминия, закрепленных на образцах высокопрочного сплава алюминия, возникают условия для образования твидовой структуры микронного и субмикронного диапазона. Полученные результаты обсуждаются с позиций различных граничных условий, формирующихся на фольгах поликристалла алюминия при циклической деформации и обеспечивающих образование обсуждаемых структур различного масштаба в результате неустойчивости Гринфелда.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ПАРАМЕТРЫ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Лунёв А.Г.^{1,2}, Надёжкин М.В.^{1,2}, Шляхова Г.В.¹,
Баранникова С.А.^{1,3}, Зуев Л.Б.^{1,3}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
agl@ispms.tsc.ru

Низкоуглеродистые стали отличаются малой прочностью и высокой пластичностью в холодном состоянии. Повышение надежности и увеличение сроков эксплуатации стальных изделий находится в зависимости от содержания вредных примесей. Одной из них является водород, который попадает в металл не только на всех этапах технологии изготовления, но и в процессе эксплуатации изделий, значительно снижая их технологические и служебные свойства [1].

В настоящей работе проведены исследования по влиянию водорода в результате электролитического насыщения на эволюцию и параметры локализации пластической деформации при одноосном растяжении образцов из катанки стали Ст.1кп.

Сталь Ст.1кп исследовали после горячей прокатки прутков до диаметра 6,5 мм и механического удаления окалина с последующей прокаткой в полосы толщиной 2,5 мм; после лабораторного электролитического насыщения водородом горячекатаных образцов; после отжига при 498 К в течение 2 ч после наводороживания образцов для дегазации водорода, поскольку электролитическое насыщение водородом в течение 24 часов приводит к образованию микротрещин в образцах стали Ст.1кп до механических испытаний на растяжение.

Механические испытания образцов в форме двойной лопатки с размерами рабочей части 50x6x2,5 мм проводились при 300 К по схеме одноосного растяжения со скоростью растяжения 0,2 мм/мин на испытательной машине LFM-125, снабженной для изучения макролокализации деформации автоматизированным лазерным измерительным комплексом для анализа спекл-фотографий (ALMEC) и цифровых спекл-изображений (ALMEC-tv).

Электролитическое насыщение водородом образцов проводили в трехэлектродной электрохимической ячейке с графитовым анодом при постоянном контролируемом катодном потенциале $U = -700 \dots -600$ мВ, задаваемом относительно хлорсеребряного электрода сравнения, в 1 нормальном растворе H_2SO_4 с добавлением 20 мг/л тиомочевины при температуре 323 К до 24 часов с предварительной продувкой азотом [2]. Концентрацию водорода определяли на анализаторе RHEN 602 и спектрометре тлеющего разряда Profiler-2.

Насыщение водородом образцов стали Ст.1кп. изменяет деформационное поведение стали. Кривые пластического течения в исходном и наводороженном состояниях заметно различаются значениями пределов текучести и прочности. В стали Ст.1кп в исходном и наводороженном состояниях распределения локальных удлинений на площадке текучести представляли собой одиночные зоны локализации деформации (полосы Чернова-Людерса). После площадки текучести на стадии параболического деформационного упрочнения формируется система стационарных эквидистантных зон локализации деформации.

Установлено, что водород усиливает локализацию деформации и изменяет ее количественные параметры: уменьшает длину и увеличивает скорость автоволн локализации пластической деформации.

Литература:

1. Шаповалов В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов. – М.: Металлургия, 1982. – 232 с.
2. Баранникова С. А., Надежкин М.В., Мельничук В.А., Зуев Л.Б. О локализации пластической деформации растяжения монокристаллов аустенитной стали, электролитически насыщенных водородом // Письма в ЖТФ. –2011. –Т.37.–№.17.–С. 9–17.

MULTILEVEL WAVELET-BASED LOCALIZATION ALGORITHMS IN FINITE ELEMENT STRUCTURAL ANALYSIS

Akimov P.A., Aslami Mojtaba

Moscow State University of Civil Engineering, Russia
pavel.akimov@gmail.com, aslami.mojtaba@gmail.com

The distinctive paper is devoted to correct and efficient multilevel approaches to localization in problems of structural analysis. The considering problem is discretized by finite element method and the obtained governing equation is transformed to a localized one by using the discrete Haar wavelet basis. After transformation, by employing of the so-called reduction vector, the reduced problem is obtained with the use of special algorithms of averaging. The first type of reduction vector can be constructed with respect to coordinate of the nodes and it is a very efficient for problems with localized parameters (for instance, concentrated loads). The Second one can be obtained by considering each degree of freedom of the problem for reduction, and it is more efficient for evaluation of the effect of each degree of freedom on the strain-stress state of structure.

МНОГОМАСШТАБНЫЕ КОЛЛЕКТИВНЫЕ СВОЙСТВА ДЕФЕКТОВ И ПРОЯВЛЕНИЯ КРИТИЧНОСТИ В ПРОЦЕССАХ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ

Наймарк О.Б.

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

Современные тенденции в изучении механизмов локализации деформации и стадийности разрушения связываются с развитием in-situ экспериментальной техники и методологии, позволяющих верифицировать многомасштабные модели на спектре пространственных и временных масштабов. Возможность проведения измерений на соответствующих масштабах, включая масштабы локализации деформации и разрушения, предполагает анализ стохастических реакций материалов на нагружение, которые отражают качественные признаки этих процессов как критических явлений. В этом случае эксперимент должен обеспечивать возможность проведения измерений как детерминированных, так и случайных параметров на соответствующих масштабах, на которых развиваются качественные структурные изменения, индуцированные дефектами. Эти результаты позволяют привести в соответствие измерения и моделирование на соответствующих структурных масштабах в сопоставлении с макроскопическими экспериментами, используемыми для верификации феноменологических (макроскопических) моделей, учитывающих роль структурных переменных микро-, мезо- и макроуровней в механизмах пластичности и разрушения. Совмещение in-situ измерений в условиях динамических экспериментов с многомасштабным моделированием позволяет связать кинетику накопления повреждений с процессами структурной релаксации, локализации деформации и стадийностью разрушения. Статистическое

описание коллективных свойств ансамблей типичных дефектов (микросдвигов, микротрещин) позволило установить тип критического поведения – структурно-скейлинговые переходы, характеризующего различные стадии развития дефектов и предложить структурно-феноменологические модели, отражающие связь многомасштабной локализации деформации и поврежденности с данными стадиями. Ключевым результатом является связь многомасштабных эффектов локализации деформации и поврежденности с коллективными модами дефектов, являющихся автомодельными решениями для полученного кинетического уравнения, описывающего эволюцию параметра поврежденности. Экспериментальные исследования динамики роста трещин, неустойчивости пластического течения, разрушения при ударно-волновых нагружениях, совмещенные с пространственно-временной регистрацией высокого разрешения, структурные исследования закономерностей скейлинга по данным профилометрии поверхностей разрушения позволили связать деформационные реакции материалов в широком диапазоне интенсивностей нагружения с многомасштабными закономерностями формирования коллективных мод дефектов и предложить интерпретацию следующих эффектов:

- нелинейная динамика трещин и переходы от устойчивого режима распространения к режиму с ветвлением;
- пространственно-временная автомодельность (эффект самоорганизованной критичности) в процессах динамической фрагментации;
- «резонансное» инициирование разрушения в условиях множественного откола;
- автомодельные закономерности распространения трещин в условиях много- и гигациклового нагружения.

МНОЖЕСТВЕННЫЙ ОТКОЛ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ПОВЕРХНОСТИ АНИЗОТРОПНОГО ТЕЛА: ЧИСЛЕННЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТ

Немирович-Данченко М.М.^{1,2}, Мельникова Н.А.³

¹Томский филиал институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Россия

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Северск, Россия
michnd@mail.ru

В работе на основе численного моделирования исследуется множественное разрушение, возникающее в анизотропной среде как в случае совпадения, так и при несовпадении оси нагружения с главной осью анизотропии. Цель работы - получить картины множественного разрушения с трещинообразованием для ряда анизотропных материалов и показать, что использование в каждой расчетной ячейке скалярного

критерия разрушения, а именно, интеграла накопления повреждений, вполне описывает анизотропию разрушения.

Для описания разрушения используется метод раздвоения точек Лагранжевой сетки. Разрушение в точке считается состоявшимся, если образовалась трещина (минимальная длина трещины – 2 расчетных ячейки). При этом уравнения состояния в отдельной ячейке не изменяются, энергетические особенности процесса разрушения учитываются появлением берегов трещины, свободных от напряжений. Рассмотрена модельная (по отношению к анизотропной среде) задача Лэмба для кристалла цинка с повернутой к оси нагружения осью симметрии. Решена тестовая для метода раздвоения задача о высокоскоростном соударении стального бойка-стержня с алюминиевым стержнем того же диаметра.

Рассмотрены несколько задач о множественном разрушении анизотропной среды. Одна из них – это классическая задача о тыльном отколе в постановке «боёк - преграда». Проводится сравнение развитой картины разрушения с облаками кавитации в натурных и лабораторных гидродинамических экспериментах.

Решение другой задачи демонстрирует пространственное распределение областей накопления повреждений при воздействии на анизотропную среду в случае совпадения оси воздействия с осью симметрии анизотропной среды и в случае угла между этими осями.

Делается вывод о применимости подобной расчетной методики и используемого критерия для предварительной инженерной оценки в задачах разрушения материалов и конструкций, для установления аккомодационных возможностей тех элементов конструкций, которые содержат существенно анизотропные фрагменты и детали.

Работа выполнена при финансовой поддержке СО РАН, междисциплинарный интеграционный проект № 127 и при поддержке РФФИ, грант № 12-05-00337-а

FEATURES OF THE BEHAVIOR OF SYMMETRICAL TILT GRAIN BOUNDARIES IN BCC AND FCC METALS UNDER SHEAR LOADING. MOLECULAR DYNAMICS STUDY

Dmitriev A.I.^{1,2}, Nikonov A.Yu.¹

¹ *Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS, Tomsk, Russia,*

² *National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia*

anickonoff@ispms.tsc.ru

Studying the mechanisms of plastic deformation of polycrystalline materials is certainly one of the key problems of modern materials science. This issue is the subject of many both experimental and theoretical works. Established that the character of plastic deformation is determined by conditions of loading and the characteristic value of the grain structure of the material. For

coarse material determining mechanism is dislocation one of deformation, leading to the emergence of localization bands. With decreasing grain size slip along the grain boundaries becomes the dominant mechanism of deformation. Earlier in [1] show that external shear deformation leads to restructuring of the crystal lattice near the grain boundaries, leads to an increase of one of the grains due to the atomic structure of the neighboring grains. These studies were conducted on a sample of copper containing tilt grain boundary $\Sigma 5$ (210)[001]. Later, similar studies have been performed for copper crystallite containing tilt grain boundaries $\Sigma 9$ ($1\bar{2}2$)[011] and $\Sigma 11$ ($3\bar{1}1$)[011] [2].

To check the generality of the observed grain boundary sliding mechanism in the present study modeling of behavior of these grain boundaries under conditions of applied shear loading was conducted for a sample of nickel and α -iron.

It was found that behavior of defect depends not only on the structure boundaries, but also on the type of crystal lattice. It is shown that under external stress grain boundary behaves differently in the BCC and FCC metal. Initially in the sample with GB $\Sigma 5$ an elastic deformation of grains was observed in the condition of shear loading. That led to the formation near the defect structure different from BCC. With further loading, this structure is destroyed, which led to structural failure near the grain boundary. After that the defect is starting to move in a direction perpendicular to the applied loading. It was shown that grain boundary $\Sigma 9$ behavior in α -Fe similar to the behavior of GB $\Sigma 5$ in Cu: under an external influence defect begins to move without any changes in structure of GB. According to the results of modeling the behavior of the grain boundary $\Sigma 11$ has similarities with the describe above α -iron crystallite containing defect $\Sigma 5$, and fcc metals with grain boundary $\Sigma 11$. As a result external load initially there is an accumulation of elastic deformation and then a high speed movement of the boundary, similar to what was observed in copper. With further loading occurs movement with constant speed, which is comparable to the speed of loading.

A comparison of the amount of displacement of GB with the amount of grain boundary slip due to shear deformation was performed. These results can help to understand the features of development of plastic deformation in polycrystals under shear loading.

References:

1. Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu., Psakhie S.G. Atomistic mechanism of grain boundary sliding with the example of a large-angle boundary $\Sigma = 5$. Molecular dynamics calculation // Physical Mesomechanics. – 2011. – V.14. – No. 1-2. – pp. 24-31.
2. Bondar M. P., Psakhie S. G., Dmitriev A. I., Nikonov A. Yu. On the Conditions of Strain Localization and Microstructure Fragmentation under High-Rate Loading // Physical Mesomechanics. – 2013. – V. 16. – No. 3. – pp. 191-199.

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ, ИМИТИРУЮЩЕГО ПРОЦЕСС СВАРКИ ТРЕНИЕМ ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ

Дмитриев А.И.^{1,2}, Колубаев Е.А.¹, Никонов А.Ю.¹, Рубцов В.Е.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
anickonoff@ispms.tsc.ru*

Сварка трением перемешиванием (СТП) является относительно новым методом получения неразъёмных соединений материалов. Выполненные в последние годы исследования показали, что СТП является эффективным способом получения высококачественных соединений конструкций различной геометрии, включая листовые материалы, пространственные профильные конструкции, трубы, восстановления изношенных деталей, модифицирования и улучшения структуры материалов, залечивания трещин и литейных дефектов. При технологическом внедрении СТП в отраслях экономики важной задачей является исследование механизмов и выявление физических закономерностей формирования структурного состояния и факторов, приводящих к образованию структурных неоднородностей и несплошностей в месте шва. Целью настоящей работы является анализ основных закономерностей и механизмов формирования структурного состояния материала, подвергнутого воздействию интенсивной пластической деформации и температуры. Для исследования атомных механизмов, протекающих при аналогичных нагрузках, использовано моделирование методом молекулярной динамики.

В работе было проведено исследование поведения материала в условиях нагружения, идентичных процессу сварки трением с перемешиванием. Нагружение моделировалось путём задания выбранной части образца («инструменту») постоянных значений угловой и поступательной скоростей. Дополнительно инструменту задавалось колебательное движение вдоль его оси вращения. Обнаружено, что в результате воздействия инструмента наблюдается разрушение упорядоченной кристаллической структуры материала вблизи инструмента. Вращательное движение приводит к последующему перемешиванию атомов сопряжённых кристаллитов. Показано, что при определённых режимах нагружения кристаллическая решётка после прохождения инструмента может восстанавливаться, сохраняя регулярный порядок. Анализ структуры показал, что происходит взаимный процесс внедрения с последующим замещением атомами узлов противоположного кристаллита. В случае моделирования кристаллитов меди и железа

наблюдается аналогичный результат – атомы меди встраиваются в ОЦК решётку железа и наоборот.

Результаты компьютерного моделирования находятся в хорошем качественном согласии с данными экспериментальных исследований, не смотря на принципиальную разницу характерных пространственных и временных параметров. Компьютерная модель может являться тестовой системой для понимания основных закономерностей формирования структурных неоднородностей, генерируемых в результате использования технологии сварки трением с перемешиванием. Полученные результаты моделирования также позволяют выявить новые способы и механизмы получения неравновесных состояний в кристаллической решётке за счёт инициации процесса механически активируемой взаимной диффузии металлов на атомном уровне.

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОТЕНЦИАЛОВ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Орлова Д.В.^{1,2}, Данилов В.И.¹, Зуев Л.Б.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
dvo@ispms.tsc.ru*

В настоящее время, остаются до конца не выясненными физическая природа и феноменология влияния внешних энергетических воздействий на прочностные и пластические характеристики твердых тел. Токовое воздействие высокой частоты на металлы и сплавы хорошо изучено. Но, в настоящее время известно, что механические свойства металлов изменяются не только при пропускании электрического тока, но и при воздействии значительно более слабых электростатических воздействий. Так, установлено резкое адсорбционное понижение прочности и увеличение скорости ползучести твердых тел при наложении электрического потенциала в интервале 0 до ± 2 В на их поверхность. Такой эффект связывают с образованием двойного электрического слоя на поверхности исследуемого металла и соответственным изменением плотности поверхностной энергии.

В настоящей работе проанализировано воздействие электрического потенциала на микротвердость поликристаллических циркония, алюминия, кобальта и монокристаллического цинка. Измерения проводились на микротвердомере ПМТ-3М. Для изменения поверхностного электрического потенциала образцы подключали к одному полюсу стабилизированного источника постоянного напряжения при заземленном втором полюсе. Подача потенциала производилась пошагово от нуля до заданного значения с измерением микротвердости при каждом его промежуточном значении. От момента приложения поля до начала

индентирования производилась выдержка в течение 30 мин, чтобы учесть возможное запаздывание эффекта.

Установлено, что эффект воздействия электрического потенциала на микротвердость не зависит от знака, а определяется только модулем этой величины. Существенные изменения наблюдаются в интервале $0... \pm 0,1$ В, а при дальнейшем увеличении абсолютной величины потенциала микротвердость практически не меняется. Причем, при действии электрического потенциала микротвердость циркония возрастает, а алюминия, кобальта и монокристаллического цинка, напротив, снижается. Минимальные изменения микротвердости на 8 % зафиксированы в цинке, а максимальные на 25 % – в кобальте.

Предположено, что интенсивность и знак изменений микротвердости определяются величиной и знаком константы Холла, то есть, типом проводимости металла. У алюминия, кобальта и цинка константа Холла отрицательная (электронный тип проводимости), а у циркония – положительная (дырочный тип). По абсолютной величине постоянная Холла максимальна у кобальта, в котором и наблюдается наибольший эффект.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ИЗНАШИВАНИЮ ПОЛИМЕР-ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ

Панин С.В.^{1,2}, Корниенко Л.А.¹, Мандунг Т.², Нгуен Суан Т.²,

Полтаранин М.А.^{1,2}, Иванова Л.Р.¹, Шилько В.³

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

³Институт механики металлополимерных систем НАН Беларуси, Гомель, Беларусь
svp@ispms.tsc.ru

В последнее время активно разрабатываются микро- и нанокомпозиты на основе высокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ). Использование композиционных материалов на основе СВМПЭ позволяеткратно повысить сопротивление изнашиванию металлополимерных трибосопряжений. Однако до настоящего времени механизмы высокой износостойкости композиций на основе сверхвысокомолекулярной матрицы остаются не до конца выясненными. В частности, дискуссионным является вопрос влияния формирующейся в нано- и микрокомпозитах надмолекулярной структуры на сопротивление изнашиванию. Актуальным остается вопрос влияния различных наполнителей (нано и микро) на формирование надмолекулярной структуры, ее параметров и деструкции в процессе трибосопряжения. Кроме того, композиты на основе высокомолекулярной матрицы обладают крайне низкой текучестью (ПТР - 0.04 г/10 мин), что не позволяет перерабатывать композиционные порошковые смеси на основе СВМПЭ традиционными для конструкционных пластиков методами (литье под давлением, шнековая

экструзия и др.). Добавление полимерных компонентов (пластификаторов), имеющих значительно более высокий ПТР, существенно изменяет структуру и снижает механические свойства композитов по сравнению с чистым СВМПЭ. Поэтому при разработке износостойких твердосмазочных и экструдированных композитов на основе СВМПЭ необходимо прежде всего оценить роль формирующейся надмолекулярной структуры как в формировании механических свойств, так и триботехнических характеристик.

Исследованы надмолекулярные структуры при различных способах структурной модификации композитов: введение компатибилизаторов, пластификаторов (для повышения экструдированности), нано- и микронаполнителей, а также высокоэнергетическая обработка (механоактивация, электронно-лучевая обработка).

Показано, что структурная модификация СВМПЭ введением химически привитых (полярных) совместителей приводит к увеличению износостойкости композиций (в 2-3 раза) за счет увеличения кристалличности (упорядоченности), уменьшения размеров сферолитов. Привитые полярные группы различной химической природы (SMA, VTMS) определяют условия кристаллизации расплава и, как следствие, тип формирующейся надмолекулярной структуры композиции.

Наполнители (нано- и микро) изменяют тип формирующейся надмолекулярной структуры: от упорядоченной кристаллической сферолитной при наполнении наночастицами (нановолокнами) до разупорядоченной с низкой кристалличностью при наполнении микрочастицами (2-50 мкм). При этом износостойкость нанокомпозитовкратно превышает таковую для микрокомпозитов при сухом трении скольжения.

В полимер-полимерных композициях при разработке экструдированных композитов на основе высокомолекулярной матрицы вводимые в СВМПЭ сополимеры определяют характер формирующейся надмолекулярной структуры и, как следствие, прочностные и триботехнические характеристики. Получено, что оптимальными из промышленно выпускаемых являются те сополимеры, которые «позволяют» при наличии нано- и микронаполнителей в композиции формированию упорядоченной сферолитной структуры с однородным распределением наночастиц. Последние, находясь в деструктурированном поверхностном слое трибосопряжения, выполняют роль твердой ультрадисперсной смазки, обеспечивая низкий коэффициент трения и высокую износостойкость композитов по сравнению с исходным СВМПЭ (до 6 раз при сухом трении скольжения).

Высокоэнергетическая обработка поверхности композитов (равно как и механоактивация исходных компонент) приводит к увеличению кристалличности и соответственно износостойкости композитов на основе

высокомолекулярной матрицы.

При разработке твердосмазочных композитов на основе СВМПЭ с графитом, дисульфидом молибдена, политетрафторэтиленом формирующаяся надмолекулярная структура также играет существенную роль в износостойкости композитов, определяя сопротивление деструктурированию матрицы.

Проведен сравнительный анализ роли надмолекулярной структуры в изнашивании композитов на основе высокомолекулярной матрицы в условиях сухого трения скольжения и абразивном изнашивании.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА ЗА СЧЕТ ВВЕДЕНИЯ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ

Панин С.В.^{1,2}, Корниенко Л.А.¹, Нгуен Суан Т.²,
Полтаранин М.А.^{1,2}, Иванова Л.Р.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
svp@ispms.tsc.ru*

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) обладает приемлемыми для полимеров характеристиками прочности, в то время как низкий коэффициент трения, высокая износостойкость и химическая стойкость в агрессивных средах, высокая ударная вязкость, низкая температура хрупкости обеспечивают возможность его широкого применения в различных областях техники и условиях эксплуатации. Использование композиционных материалов на основе СВМПЭ позволяет кратно повысить сопротивление изнашиванию металлополимерных трибосопряжений. В последнее время активно разрабатываются микро- и нанокомпозиты на основе СВМПЭ. Тип и размер наполнителей определяются областью применения и средой использования композиций (вакуум, химически активная и инертная среда, криогенные либо повышенные температуры).

Твердосмазочные наполнители (графит, дисульфид молибдена, фторопласт) активно используются в качестве смазки (добавки в масла), а также антифрикционных покрытий в широком температурном режиме (-45 до +4000 С). Выбор способа смазки производится с учетом конструкции и условий эксплуатации пары трения. В работе твердая смазка введена в качестве наполнителя в СВМПЭ, так как она может быть эффективна при очень низких температурах (например, криогенные температуры), когда жидкие либо пастообразные смазки не выдерживают экстремальных условий эксплуатации.

С целью разработки твердосмазочных композитов на основе СВМПЭ исследованы триботехнические характеристики композиций СВМПЭ с графитом, дисульфидом молибдена и фторопластом в условиях сухого

трения, граничной смазки и абразивного износа. Показано, что интенсивность изнашивания полимерных композиций СВМПЭ-графит и СВМПЭ-MoS₂ и СВМПЭ-ПТФЭ в условиях сухого трения скольжения снижается более, чем два раза по сравнению с чистым СВМПЭ. При этом механические характеристики изменяются незначительно. Определены оптимальные содержания наполнителей с точки зрения повышения сопротивления изнашиванию.

При абразивном изнашивании роль микрочастиц С и MoS₂ как твердой смазки в повышении износостойкости полимерных композитов на основе СВМПЭ частично нивелируется несоразмерностью наполнителей и зернистости абразива, а дисульфид молибдена оказывается более эффективным наполнителем с позиций абразивной износостойкости. При абразивном изнашивании мягкий политетрафторэтилен не способен «защитить» матрицу от воздействия частиц закрепленного абразива, а композиции СВМПЭ-ПТФЭ не пригодны для использования в условиях абразивного изнашивания. Наполнение СВМПЭ политетрафторэтиленом является эффективным с позиции незначительного снижения механических свойств, снижения коэффициента трения, а также повышения износостойкости в условиях сухого трения скольжения. Композиции СВМПЭ-ПТФЭ (до 10 вес.% наполнителя) могут эффективно использоваться для узлов трения (в, частности, медицине) в отсутствии смазочной среды. Наполнение СВМПЭ твердосмазочными микрочастицами С и MoS₂ является эффективным для узлов трения, работающих в отсутствии смазочной среды, а также при абразивном изнашивании.

Обсуждаются механизмы износа полимерных композиций СВМПЭ-графит, СВМПЭ-MoS₂ и СВМПЭ-ПТФЭ в условиях сухого трения скольжения и абразивного изнашивания.

INVESTIGATION OF STABILITY AND STRUCTURAL TRANSITIONS IN 2D LATTICES UNDER FINITE STRAIN WITHIN MOMENT INTERACTION APPROACH USING MOLECULAR DYNAMICS

Panchenko A. Yu.

*St. Petersburg State Polytechnical University, Russia,
Institute for Problems in Mechanical Engineering RAS, St. Petersburg, Russia
artemqt@yandex.ru*

In the present work we use molecular dynamics (MD) to investigate stability and fracture of 2D periodic structures. The medium is represented by a set of particles, and pair moment interaction proposed by proff. Ivanova E. A. is considered. Analysis based on MD modeling is proposed to describe stability under finite strain for several types of crystalline films. Considered approach allows predicting structural transitions in films on the base of stability

investigation of pre-strained crystal structures. The results can be used for the explanation of the existing experimental data concerning 2D materials, and for prediction of the materials behavior near the stability boundary.

This work is supported by the President of Russian Federation (grant No. МК-4873.2014.1).

ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТИТАНА

Попкова Ю.Ф., Елсукова Т.Ф., Панин В.Е.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
elsukova@yandex.ru*

Деформируемое твердое тело есть многоуровневая иерархически организованная система. При его разрушении распространение магистральной трещины следует описывать как поворотную моду деформации на макромасштабном уровне, сопровождаемую аккомодационными поворотными модами деформации обратного знака в окружающем материале на более низких масштабных уровнях. Поскольку усталостное разрушение начинается в поверхностных слоях твердых тел, их структурное состояние должно определять иерархию масштабов аккомодационных поворотных мод деформации, сопровождающих зарождение и развитие магистральной усталостной трещины. Соответственно структурное состояние поверхностного слоя должно сильно влиять на усталостную долговечность материала.

В качестве материала исследования использовали технический титан ВТ1-0, поверхностный слой которого находился в разных структурных состояниях: исходный, наводороженный, наноструктурированный. Наводороживание поверхностного слоя образцов титана должно облегчать развитие пластических сдвигов и, тем самым, способствовать развитию локальной кривизны. Наноструктурирование поверхностного слоя ударной обработкой ультразвуком должно затруднить формирование локальной кривизны в наноструктурированном поверхностном слое, и тем самым и развитие аккомодационных поворотных мод при распространении усталостных трещин.

Нагружение проводили при комнатной температуре знакопеременным изгибом в режиме многоциклового усталости. За количественную характеристику усталостной долговечности взято число циклов до разрушения. В процессе нагружения изучали трехмерную картину формирующейся поверхностной мезосубструктуры с использованием микроскопов Zeiss Axiovert 25CA, снабженных устройством DIC, и интерференционного профилометра New View 6200.

Анализ полученных результатов показал, что развитие на поверхности образца исходного титана складчатой структуры большой кривизны

приводит к усталостному разрушению, обеспечивая аккомодационные поворотные моды в поверхностном слое, необходимые для раскрытия магистральной трещины. Разрушение сопровождается локальным расслоением материала.

Наводороживание поверхностного слоя приводит к усилению поверхностных эффектов, а главное к уменьшению усталостной долговечности в 3 раза (таблица 1). Методом интерференционной профилометрии выявлено развитие микропористости в приграничных зонах сильной кривизны. В отдельных местах поры объединились в аккомодационные микротрещины, аккомодируя раскрытие магистральной трещины. В других местах со сложным профилем кривизны микропоры сохранились, что обусловило прерывистый характер аккомодационных трещин. Установлено, что поры формируются в зонах глубокой интрузии с сильной кривизной. Усталостное разрушение происходит при распространении трещины поперечных сдвигов с сильно выраженным их расслоением.

Ударная обработка ультразвуком поверхностных слоев поликристаллов формирует в них вихревую наноструктуру. Никаких следов пластической деформации на поверхности не обнаружено, хотя образец испытал миллионы циклов знакопеременного изгиба. Радикально изменился и механизм усталостного разрушения: оно происходило при распространении трещины нормального отрыва, а поверхность разрушения представляет собой типичный ямочный излом. Локальное расслоение материала практически отсутствует. Аккомодационные эффекты поворотного типа на поверхности наноструктурированных слоев отсутствуют, что обеспечивает увеличение усталостной долговечности в 4 раза (таблица 1).

Таблица 1

Усталостная долговечность образцов титана при различном структурном состоянии поверхностного слоя

Состояние поверхностного слоя	Исходное	Наводороженное	Наноструктурированное
Число циклов до разрушения	$4,4 \times 10^5$	$1,2 \times 10^5$	19×10^5

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов СО РАН № III.23.1.1, РФФИ № 14–01–00789.

ФОРМИРОВАНИЮ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20Х18Н10Т ПРИ НАГРУЖЕНИИ В ПАРАХ ТРЕНИЯ

Почивалов Ю.И., Панин В.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

pochiv@ispms.tsc.ru

В настоящей работе выполнено электронно-микроскопическое исследование дефектной структуры стали 20Х18Н10Т, сформировавшейся в поверхностных и подповерхностных слоях на различной глубине от поверхности контакта при трении.

Наиболее значительные изменения структуры стали 20Х18Н10Т в ходе изнашивания наблюдаются вблизи контактирующей поверхности на расстоянии менее 5 мкм от поверхности. В этом слое наблюдается нанокристаллическая структура с размером нанозерен менее 0,1 мкм. Как хорошо известно, механическое поведение и свойства наноструктурных материалов существенно отличаются от свойств крупнозернистых поликристаллических материалов. Для пластической деформации указанных материалов характерны сверхпластичность и эффекты зернограничного проскальзывания, высокая скорость диффузионных, и особенно, зернограничных процессов. По-видимому, этим можно объяснить низкое значение коэффициента трения стали 20Х18Н10Т по Ст45 (менее 0,15) при малых скоростях и давлениях, а также ее интенсивное изнашивание.

Пластическая деформация стали 20Х18Н10Т в слоях, расположенных на большем удалении от поверхности контакта, осуществляется главным образом механизмом двойникования. Особенностью геометрии двойникования является изгиб линий двойников. Это свидетельствует о том, что в этих слоях пластическая деформация осуществляется не только путем трансляционного скольжения и сдвига, но и поворотом отдельных фрагментов на значительные, $>30^\circ$, углы. В слоях, расположенных на расстоянии $\sim 15-20$ мкм от поверхности, формируются дефектные структуры, представляющие собой фрагменты размером $\sim 0,5\div 3$ мкм с разориентацией $>10^\circ$ между ними.

Особенностью структуры поверхностного слоя стали 20Х18Н10Т после нагружения в парах трения выявленной методом электронной микроскопии высокого разрешения является наличие многочисленных картин муарового узора, которые возникают из-за наложения изображений разориентированных в плоскости фольги микрообластей (муар вращения). Анализ картин муара показывает, что разориентация зёрен относительно смежного с ними материала может достигать ~ 16 градусов. Эти результаты экспериментально подтверждают формирование большеугловых границ конгломератов зерен в плоскости фольги под действием локальных

моментных напряжений. В условиях несовместности пластической деформации поверхностного слоя и основного материала на их интерфейсе возникает квазипериодическое «шахматное» распределение сжимающих и растягивающих нормальных напряжений. В условиях вихревого характера деформации при достижении критической величины растягивающих напряжений по границам фрагментов зарождаются микротрещины. Их рост и слияние приводит к отслаиванию фрагментов в виде частиц износа различного масштаба.

Скорость изнашивания лимитируется скоростью формирования мезовихрей в приповерхностном объеме и возникновением трещин по их границам. Если блокировать образование мезовихрей, измельчить их размер, сформировать демпфирующие прослойки, то можно повысить износостойкость материала. Это может быть достигнуто путем создания наноструктурированных поверхностных слоев с высокой демпфирующей способностью. На основе этих представлений разрабатываются способы повышения износостойкости конструкционных материалов.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Острижная А.С.

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

Одним из главных требований, предъявляемых к конструкционным материалам, авиационной техники является обеспечение высоких значений их усталостной прочности и долговечности. Особую значимость это требование имеет применительно к сварным соединениям. Сварной шов, как сильная структурная неоднородность, является протяженным концентратором напряжений. При внешнем нагружении он генерирует в зоны термического влияния ассиметричные мезополосы пластической деформации, что обуславливает появление ротационных мод пластической деформации. Под их воздействием на поверхности сварного соединения образуются трещины критических размеров. Их рост и дальнейшее распространение приводит к разрушению всей конструкции. Высокой скорости распространения трещины способствуют и значительные растягивающие напряжения, которые формируются в сварном шве и зонах термического влияния при охлаждении конструкций после сварки.

Традиционно для повышения усталостной прочности сварных соединений применяют дополнительные виды механической обработки: обработку дробью, обкатку роликом и другие. Исследования последних лет показали, что наноструктурирование поверхностных слоев сварных

соединений по эффективности в разы превосходит все традиционные виды их обработки. Формирование наноструктурированного слоя с высокими механическими свойствами и высокой демпфирующей способностью на поверхности сварных соединений позволяет диспергировать концентраторы напряжений по всей зоне сварного соединения. Это предотвращает опасную локализацию пластической деформации в зоне термического влияния. Тем самым резко повышается критическое напряжение для зарождения трещины.

В настоящей работе исследовано влияние наноструктурирования поверхностных слоев методом ультразвукового пластического деформирования на структуру и механические свойства сварных соединений алюминий-литиевых сплавов В1461, В1963, титанового сплава ВТ 18У, жаропрочного сплава ВЖ172 и стали ВКС12. Показано, что в поверхностном слое сварного соединения в результате наноструктурирования поверхностного слоя формируется градиентная, сильно неравновесная структура с плотностью дефектов, монотонно снижающейся с увеличением расстояния от поверхности вглубь материала. Непосредственно у поверхности в слое толщиной 7-10 мкм обнаружена наноструктура с размером зерна 50-90 нм и высокими внутренними напряжениями. Под слоем наноструктуры до глубины 20-30 мкм наблюдаются полосовые дислокационные структуры. Полосовые структуры переходят в области с высокой плотностью дислокаций, которая уменьшается с увеличением расстояния от поверхности образца и на глубине 200-250 мкм становится сопоставимой с плотностью дислокаций исходного материала.

Наноструктурирование поверхностных слоев оказалось очень эффективным для повышения усталостных характеристик сварных соединений высокопрочных сплавов авиационного назначения и обеспечило повышение усталостной долговечности сварных соединений титанового сплава ВТ 18У и алюминиевых сплавов В-1461 и В-1963 более, чем в десять раз, жаропрочного сплава ВЖ172 - более, чем в 6 раз, стали ВКС12 в 1,5-раза.

ПЛАСТИЧНОСТЬ И РАЗЛОЖЕНИЕ НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Родзевич А.П.¹, Кузьмина Л.В.², Газенаур Е.Г.², Крашенинин В.И.²

¹Юргинский технологический институт (филиал) НИ ТПУ, Россия,

²Кемеровский государственный университет, Россия,

nimez@rambler.ru, specproc@kemsu.ru

Целью работы является исследование влияния слабых электрических полей (1-10 В/см) на микро- и макропластичность нитевидных кристаллов

азида серебра с размерами $10 \times 0,1 \times 0,03 \text{ мм}^3$. В кристаллах азида серебра краевые дислокации и примесные дефекты имеют электрический заряд. Поскольку за пластичность ответственны именно дефекты, то электрическое воздействие может эффективно изменять характер пластического течения кристаллов, поэтому идея управления пластическими свойствами с помощью электрических полей - сравнительно просто реализуема.

Для изменения плотности дислокаций применяли метод индентирования. Использовали индентор из вольфрама (локальное давление $5 \times 10^5 \text{ Н/м}^2 - 3 \times 10^7 \text{ Н/м}^2$), который выставляли на образец в течение нескольких секунд под микроскопом с увеличением на 120. Для наблюдения разложения по внешнему газовыделению в момент локального индентирования в бесконтактном электрическом поле сконструирована ячейка из оргстекла в виде конденсатора с обкладками из меди (высота электродов составляет 0,5 см при толщине кристалла 0,003 см, что позволяет создавать однородное электрическое поле), в которую помещали образец. Вся конструкция располагалась на столике микроскопа. На один из концов кристалла, покрытого слоем вазелинового масла, выставляли индентор и наблюдали в окуляр микроскопа за выделением газообразных продуктов, плотностью ямок травления и изменением размеров образца. Все эксперименты проводили при комнатной температуре. На каждую точку экспериментальных кривых брали не менее 10 образцов.

Впервые экспериментально обнаружено разложение по внешнему газовыделению при микроиндентировании нитевидных кристаллов азида серебра. Количественно процесс разложения по внешнему газовыделению представлен в виде зависимости объема выделившегося газа от времени воздействия индентора. Показана взаимосвязь плотности дислокаций и интенсивности газовыделения, а именно плотность дислокаций совпадает с плотностью реакционных областей, чем больше реакционных областей, тем интенсивнее разлагается кристалл.

Экспериментально определено механическое напряжение, выше которого происходит разрушение кристалла азида серебра, которое составляет 10^7 Н/м^2 .

Показано, что бесконтактное электрическое поле стимулирует движение краевых дислокаций и изменение размеров при микроиндентировании кристаллов азида серебра..

Рассмотрим процессы, протекающие в кристаллах азида серебра при индентировании в бесконтактном электрическом поле. Один из них - это движение не закрепленных дислокаций, введенных индентором, что является проявлением микропластичности азида серебра: сначала идет накопление дислокаций за счет торможения на стопорах различной природы (обычно это примесные атомы, вакансии), затем постепенный спад. В условиях

проведения эксперимента вводимые индентором дислокации постоянно находятся в движении в электрическом поле (это доказано отсутствием ямок травления и выделения газообразных продуктов). Поэтому в нашем случае можно предположить силовое действие поля на отрицательно заряженные краевые дислокации (заряд линии дислокации – 10^{-16} Кл). Далее наблюдается проявление макропластичности, заключающейся в изменении линейных размеров кристаллов: после максимального изменения линейных размеров $\Delta l/l = (2,5 \pm 0,5) 10^{-2}$ наблюдается резкий спад до первоначальных размеров. Без внешнего воздействия кристалл релаксирует приблизительно в течение суток. Заметное изменение размеров фиксируется вдоль вектора напряженности электрического поля. Деформация, т.е. изменение размеров кристаллов наблюдается после того как вышли на поверхность в электрическом поле все введенные дислокации. После деформации образуется еще большее количество дислокаций, которые будут взаимодействовать между собой, мешая движению друг друга, то есть дислокации стопорятся с образованием реакционных областей, из которых наблюдается газовыделение.

На основании полученных результатов может быть предложен способ управления стабильностью нитевидных кристаллов с помощью микроиндентирования в электрическом поле.

NUMERICAL STUDY OF THE SURFACE-HARDENING EFFECT ON SURFACE PHENOMENA IN POLYCRYSTALLINE SPECIMENS

Romanova V.^{1,2}, Zinovieva O.^{1,3}, Balokhonov R.^{1,2}

¹ *Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS, Tomsk, Russia*

² *National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

³ *National Research Tomsk State University, Russia*

varvara@ispms.tsc.ru

In this paper, we have numerically studied the surface hardening effect on the mesoscale surface roughening in uniaxial tension. Basing on the experimental findings, we have constructed three-dimensional microstructure-based constitutive models of the unhardened and surface-hardened polycrystalline specimens which mechanical behavior was analysed numerically by the finite-difference method.

The results obtained suggest the following conclusions:

- (1) Grain boundaries are the sources of stresses directed perpendicular to the axis of tension. Acting from the inside across the free surface, these stresses give rise to the surface out-of-plane displacements in the form of ridges and valleys.
- (2) In the unhardened specimen, the surface roughness exhibits a well-defined pattern of two sets of folds. The finer surface folds are associated with the displacements of individual grains relative to each other and the larger ones

referred to as mesoscale roughness are formed by grain ensembles involved in a cooperative motion.

(3) The surface-hardened layer moves the grain structure away from the free surface, thus suppressing the low-scale surface displacements and smoothing out the mesoscale ones. The thicker is the hardened layer, the lower are the normal stresses near the surface and the smoother is the surface relief.

(4) The presence of a hardened layer postpones roughness appearance and decreases its growth rate.

This work is supported by the Russian Science Foundation (14-19-00766).

NUMERICAL ANALYSIS OF DEFORMATION-INDUCED SURFACE PHENOMENA IN ALUMINUM ALLOYS

Romanova V.A.¹, Balokhonov R.R.¹, Schmauder S.²

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science, Russia,*

²*Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre,
University of Stuttgart, Germany*

varvara@ispms.tsc.ru, Siegfried.Schmauder@imwf.uni-stuttgart.de

A 3D numerical analysis of mesoscale surface roughening in a polycrystalline aluminum alloy under uniaxial tension is performed. Three-dimensional microstructure models with equiaxial and extended grains inherent in rolling have been developed and used in the calculations. A crystallographic anisotropy is not taken into consideration explicitly through the crystal plasticity formulation, but the elastic-plastic properties of individual grains are varied in the range of 10%. In this way, the mechanical anisotropy caused by the grain shape is accounted for. A combined effect of the microstructure, loading and boundary conditions is investigated. A pronounced surface roughness of the equiaxial grain structure and of the textured material loaded across the rolling direction is observed in comparison with the extended grain structure loaded along rolling direction, where the surface relief is fairly smooth. Computational results suggest that the grain structure is responsible for the formation of the free surface relief during uniaxial loading. Microscale normal and shear stresses associated with the direction perpendicular to the free surface evolve in the bulk of the material and, acting from inside, give rise to the formation of surface ridges and valleys.

Support of Russian Foundation for Basic Research (grant No. 14-08-00277-A) is gratefully acknowledged.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ АВТОВОЛН ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ

Семухин Б.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

bss@ispms.tsc.ru

В докладе изложена оригинальная методика анализа автоволновых процессов, возникающих при деформации твердых тел. Показано как с помощью стандартных методов рентгеновской дифрактометрии можно определить основные характеристики автоволн – скорость и длину волны.

Многочисленные экспериментальные работы свидетельствуют о том, что процесс пластической деформации можно рассматривать как автоволновой. Авторами [1-3] предложена методика спеклфотографии, которая позволяет определять скорость и период автоволн в процессе испытания на растяжение. Измерения были проведены на большом количестве материалов. Однако вопрос о связи таких макро характеристик с тонкой структурой материала все еще остается актуальным. Используя метод рентгеновской дифрактометрии с монохроматизацией дифрагированного пучка изогнутым кристаллом-анализатором можно определить по угловым положениям дополнительных рефлексов профилей дифракционных линий изменение размеров и разориентацию блоков, а, следовательно, величину локальных напряжений. Эти характеристики существенно отличаются для областей образца с различной величиной локальной пластической макродеформации. Распределения локальных напряжений же, обычно, коррелируют с картинками локализации пластической макродеформации, которые зафиксированы методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [2,3]. Таким образом, сканируя весь образец по одной средней или нескольким линиям, мы можем определить разориентацию блоков в местах локализации и определить скорость и длину волны. Для поликристаллического алюминия подсчитанная скорость оказалась равной $1 \cdot 10^{-4}$ м/с, что практически совпадает с величиной, определенной методом спеклфотографии [4,5] для алюминия с малым размером зерна. Такое совпадение говорит о работоспособности методики и позволяет, не используя спеклфотографическую методику, на стандартном дифрактометре определять длину автоволн и их скорость.

Литература:

1. 1.Zuev L.B., Danilov V.I. // Phil. mag. A, 1999, v. 79, N 1, p. 43-57.
2. 2.Zuev L.B., Barannikova S.A. // Solid State Phenomena. 2011. Vol. 172-174. P. 1279-1283.
3. 3.Зуев Л.Б. // Металлофиз. нов. технол. 2012. Т. 34. № 2. С. 221-238.
4. 4.Семухин Б.С. , Плосков Н.А., Данилов В.И.// Металлофизика. Новейшие технологии.-2012.-Т.34, 10.-С.1411-1419
5. 5.В.И. Данилов, Н.А. Плосков, Б.С. Семухин., Г.В. Шляхова // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.-2013, № 10, 2013.-67-70

**ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ РАСТЯЖЕНИЯ
НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА СИСТЕМЫ V–Cr–Zr–W ПОСЛЕ
ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Смирнов И.В.^{1,2}, Гриняев К.В.^{1,2,3}, Дитенберг И.А.^{2,3}, Пинжин Ю.П.^{1,3},
Тюменцев А.Н.^{1,2,3}, Чернов В.М.⁴

¹ *Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

² *Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,*

³ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*

⁴ *ОАО "Высокотехнологический научно-исследовательский институт
неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара", Москва, Россия*

smirnov_iv@bk.ru

Представлены результаты исследования влияния температуры растяжения на особенности пластической деформации и разрушения сплава V–4,23Cr–1,69Zr–7,56W (вес. %) после комплексной термомеханической и химико-термической обработки. Механические испытания образцов проведены при температурах: 20°C, 800°C, 900°C и 1000°C.

Изучение образцов, деформированных при комнатной температуре, показало, что в области локализации пластической деформации наблюдаются признаки хрупкого и вязкого разрушения. После повышения температуры испытаний на изломах образцов наблюдается преимущественно вязкий характер разрушения. Установлено, что отличительной особенностью разрушения при высокой температуре является формирование трещин, вязко раскрывающихся в направлении растяжения.

Методом дифракции обратно рассеянных электронов обнаружено, что в области максимальной локализации пластической деформации происходит интенсивная фрагментация зеренной структуры, вплоть до формирования субмикроструктурного состояния.

На основе полученных экспериментальных данных проведен анализ механизмов пластической деформации и разрушения исследуемого сплава в зависимости от температуры.

Научные исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ
НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА ПРИ
ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ**

Соколов М.А., Чудинов В.В., Билалов Д.А., Оборин В.А.,

Уваров С.В., Плехов О.А., Терехина А.И., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

sokovikov@icmm.ru

Длительное время доминирующим объяснением механизма неустойчивости и локализации пластической деформации при высоких

скоростях нагружения было представление о термопластической неустойчивости. Предполагалось, что тепло, выделяемое в процессе пластической деформации, за малые характерные времена не успевает отводиться, что приводит к термическому разупрочнению и дальнейшему росту пластической деформации. Реализуется лавинообразный процесс, приводящий к скачкообразному росту температур в области локализации пластической деформации. Предполагалось, что температуры могут достигать высоких значений, даже температур плавления материала. Экспериментальные исследования микроструктуры полос адиабатического сдвига, проведенные в ряде работ указывают на то, что одним из механизмов формирования полос пластического сдвига являются множественные многомасштабные неустойчивости в системе микросдвигов (дефектов мезоуровня), имеющих следствием пластические ротации и изменение ориентации зерен в узких полосах сдвига.

Работа посвящена экспериментальному и теоретическому изучению неустойчивости и локализации пластической деформации при динамическом нагружении и высокоскоростном пробивании.

Исследовалось поведение образцов в режиме близком к чистому сдвигу при динамическом нагружении на стержне Гопкисона – Кольского. Для этого были разработаны образцы специальной формы и оснастка, обеспечивающие реализацию плоского деформированного состояния. Кроме того исследовались образцы типа “сдвиг-сжатие”, предложенные в [1].

В режиме реального времени боковая поверхность образцов исследовалась с помощью высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Полученное распределение температурного поля в различные моменты времени позволило судить о развитии процесса локализации пластической деформации.

После эксперимента сохраненные образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического микроскопа-интерферометра NewView-5000 и просвечивающего электронного микроскопа.

Изучение поверхности разрушения образцов с помощью просвечивающего электронного микроскопа показало, в областях локализации произошло образование участков полосовой структуры и ячеистой структуры в деформированном слое.

Проведено изучение пробивания преграды в виде формирования и выноса пробки с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры. На оригинальной баллистической установке по изучению пробивания были исследованы образцы, для которых были реализованы различные режимы импульсного нагружения, сопровождающиеся неустойчивостью пластического течения и выносом пробки. С применением доплеровской интерферометрии изучено изменение скорости движения тыльной поверхности в различные моменты времени в процессе выноса пробки.

Сохраненные после эксперимента образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического интерферометра-профилометра и сканирующего электронного микроскопа с последующей обработкой 3D данных деформационного рельефа, что позволило получить оценку распределений градиентов пластической деформации в различные моменты времени при формировании и выносе пробки.

Обнаружено, что в областях локализации деформации субзерна вытягиваются в полосы и фрагментируются, образуя ультрамикроструктурную структуру с размером зерен ~300 нм. За счет ротационных мод деформации возникают высокоугловые разориентировки зерен.

Проведено численное моделирование появления областей неустойчивости пластического сдвига. Для этого использовалась ранее разработанная теория, в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микросдвигов на деформационные свойства материалов.

Численное моделирование проводилось в квазиодномерной постановке (для плоского слоя и для кручения тонкостенных образцов) с учетом особенностей кинетики накопления микросдвигов в материале. Данные теоретических и экспериментальных исследований позволяют предполагать, что один из механизмов неустойчивости пластического сдвига и локализации пластической деформации при высокоскоростном нагружении обусловлен структурно-кинетическими переходами в ансамблях микросдвигов.

Работа выполнена при частичной поддержке Программы РАН 12--1-012-ЯЦ, грантов РФФИ 13-08-96025 p_урал_a, 14-01-00842_a, 14-01-31193.

Литература:

1. Rittel D., Landau P., and Venkert A. // Phys.Rev.Lett. 2008. V.101. 165501. P. 1-4.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Сурикова Н.С.¹, Панин В.Е.¹, Лутфуллин Р.Я.², Деревягина Л.С.¹, Круглов А.А.², Саркеева А.А.²

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

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

surikova@ispms.tsc.ru

Титановые сплавы в ультрамелкозернистом состоянии обладают более высокими прочностными ($\sigma_B \sim 1300-1500$ МПа, $\sigma_{0,2} \sim 1190$ МПа) и усталостными характеристиками по сравнению с микроструктурным состоянием, но снижают свою пластичность и ударную вязкость. Ряд способов повышения такой технической важной характеристики, как вязкость разрушения, связан с созданием в материалах структурной

анизотропии, приводящей к изменению направления роста магистральной трещины или к ее разветвлению. Этот фактор используют при разработке слоистых материалов, структурной особенностью которых является наличие внутренних поверхностей раздела.

В работе исследованы механизмы пластической деформации и разрушения при ударном изгибе слоистого материала, полученного сваркой под давлением тринадцати листовых заготовок титанового сплава ВТ6 промышленного проката и имеющего ударную вязкость в 7-10 раз выше, чем вязкость монолитного сплава ВТ6. Сварку пакета проводили при температуре 750°C в вакууме $2 \cdot 10^{-3}$ Па. Угол между направлениями прокатки в соседних листах пакета составлял 90° . Испытания на ударный изгиб выполняли при комнатной температуре и температуре жидкого азота на маятниковом копре Tinius Olsen IT542M с записью диаграммы ударного нагружения. Исследования микроструктуры и фазового состава материала осуществляли на электронном просвечивающем микроскопе JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ и рентгеновской установке ДРОН-7 ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН.

Было установлено, что слоистый образец представляет собой многоуровневую иерархически организованную систему, ударная вязкость которого определяется как микромеханизмами деформации листов титанового сплава, так и микромеханизмами деформации материала в планарной подсистеме твердофазного соединения. Микроструктура листов сплава ВТ6 после сварки пакета состоит из зерен α -фазы со средним размером $\sim 3,5$ мкм, окруженных межкристаллитными прослойками β -фазы. Деформация при комнатной температуре приводит к формированию кривизны кристаллической решетки и локальных внутренних напряжений в листовых заготовках титанового сплава в области межфазных α/β границ. Оценка этих величин дает значения $\chi_{31} \approx 45$ град/мкм и $\sigma_{\text{внутр}} \approx G/15$, близкие к теоретической прочности материала. Происходит распад α -твердого раствора с выделением мелких частиц α_2 -фазы (фаза Ti_3Al) размером менее 20 нм.

Пластическая деформация слоистого материала при температуре -196°C отличается тем, что низкая температура и деформация ударным изгибом инициирует фазовое $\beta \rightarrow \alpha$ превращение и усиливает распад α -фазы в листах сплава ВТ6. Об этом свидетельствует отсутствие межкристаллитных прослоек β -фазы вокруг α -зерен и увеличение размера частиц Ti_3Al (в отдельных областях материала они достигают размера ~ 50 -150 нм). В зонах предразрушения распад α -твердого раствора сопровождается формированием мартенситных α' и α'' -фаз и появлением пластинчатых выделений интерметаллидной фазы TiAl_3 . Мартенситная деформация в зонах интенсивного распада материала облегчается, вероятно, структурной неустойчивостью кристаллической ГПУ решетки α -

фазы. Выделение мелких частиц алюминидов Ti_3Al и $TiAl_3$ эффективно упрочняет материал листовых заготовок, а более крупные частицы могут служить концентраторами напряжений и способствовать разрушению при температуре -196^0C .

Важной особенностью ударной деформации является формирование зон кривизны в приповерхностных объемах листовых заготовок, которые инициируют расслоение пакета. Электронно-микроскопические и рентгеноструктурные исследования показали, что расслоению способствует наличие хрупких оксидных слоев Ti_2O и TiO_2 , которые, вероятно, сохраняются на поверхностях листов ВТ6 при твердофазной сварке из-за недостаточной активации диффузионных процессов при температуре сварки 750^0C . Под поверхностью твердофазного соединения локальная кривизна инициирует интенсивную фрагментацию зерен α -фазы с образованием субзеренной структуры размером 300-500 нм.

ANALYSIS OF THE FAILURE MECHANISMS OF THE OXIDE SCALES ON NI-BASED ALLOYS

Fedorova E.¹, Sukhodoeva N.¹, Popov A.¹, Monceau D.², Moskvitchev V.³

¹*Polytechnic Institute of Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia,*

²*Université de Toulouse, Institut Carnot CIRIMAT, ENSIACET, Toulouse, France,*

³*SKTB «Nauka» KSC SB RAS, Krasnoyarsk, Russia*

fedorova.elena.85@gmail.com

The resistance of high-temperature alloys to combined environmental attack and mechanical stresses is partly governed by their ability to maintain a protective oxide scale, i.e. an oxide layer with low growth kinetics and high adherence to the substrate [1]. The present work is a part of joint research aims to determine a quantitative correlation between the adherence of oxide scales formed after the short term isothermal oxidation and long term cyclic oxidation behavior of materials.

Failure mechanisms of oxide scales formed on single crystal Ni-based superalloys AM1 (Snecma-Safran Group, France), and René N5 (General Electric, USA) after the short isothermal oxidation at 1150^0C and a high rate cooling to room temperature were studied. The microstructures of the oxide scales formed on the superalloys and oxide scales fracture surfaces after cooling were characterized by scanning electron microscopy (SEM). The composition and oxide phases were identified using SEM-EDS and X-ray diffraction analyses (XRD).

The existing models to quantify the interfacial adhesion of film/substrate systems were reviewed. A large distribution of values with the mode mixity of fracture behavior was observed. Experimentally measured and calculated values of energy release rate for a thermally grown oxide scale on an alloy substrate

determined by different methods vary between 5 and 110 J/m² increasing from mode I to II accordingly.

In the present study the adhesion energy of oxide scale/alloy interface was calculated based on the theoretical analysis of a circular blister in a thin film by coupling the buckled plate solution to the plane strain edge-crack problem [2]. The energy release rate for René N5 superalloy was obtained for monolayer and bilayer oxide scale using a solution proposed in [3], the values of 57.4 J/m² and 28.7 J/m² were found correspondently. The obtained values of the adhesion energy were then analysed with regard to the mode-dependence of the fracture behavior. The failure of oxide scale on AM1 formed under similar conditions of isothermal oxidation and cooling was not observed with SEM.

This work is partly supported by National Center for Scientific Research (CNRS, France) Ref n°6095 and Russian Foundation for Basic Research (RFBR) Ref n° 13-08-91053-CNRS_a.

References:

1. N. Birks, G.H. Meier, F.S. Petit, High-Temperature Oxidation of Metals, Second Edition Cambridge University Press, (2006), 338.
2. J. W. Hutchinson, M.D. Thouless, E.G. Liniger: Acta Metall. Mater. Vol. 40 (1992) pp. 295-308.
3. M. R. Begley, D. R. Mumm, A. G. Evans and J. W. Hutchinson: Acta Mater. Vol. 48 (2000) pp. 3211 – 3220.

НАНОДИПОЛИ ЧАСТИЧНЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ В ЗОНАХ ЛОКАЛИЗАЦИИ УПРУГИХ ДИСТОРСИЙ

Тюменцев А.Н.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,3}, Денисов К.И.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия

tyuments@phys.tsu.ru,

После больших пластических деформаций металлических материалов кручением на наковальнях Бриджмена в нанобъектах размерами несколько нанометров обнаружены структурные состояния с упругой кривизной кристаллической решетки сотни град/мкм. Формирования таких состояний является результатом чисто масштабного фактора – значительного уменьшения при уменьшении размеров нанобъектов связанных с этой кривизной локальных внутренних напряжений.

Обнаружено явление локализации деформации в области упругих дисторсий кристаллической решетки, приводящее к формированию нанополос локализованной упругой деформации с указанной выше высокой кривизной кристаллической решетки, ограниченных дефектами типа нанодиполей частичных дисклинаций, представляющих собой зоны заторможенных упругих сдвигов и поворотов. Показано, что характерной особенностью упруго-напряженного состояния в зоне нанодиполей

являются необычно высокие (до $20E \text{ мкм}^{-1}$, E – модуль Юнга) локальные градиенты напряжений. Рассмотрены возможные механизмы их пластической релаксации, в том числе, механизм квазивязкого движения нанодиполей частичных дисклинаций, контролируемого потоками неравновесных точечных дефектов в полях указанных выше градиентов.

Обсуждается возможность 2-стадийного варианта зарождения и распространения нанодиполей частичных дисклинаций: 1 – стадия зарождения и распространения волны локализованной упругой дисторсии (кривизны со сдвигом); 2 - стадия пластической релаксации формирующихся на фронте этой волны высоких локальных напряжений и их градиентов.

Результатом реализации указанных выше механизмов деформации является формирование широкого спектра наноструктурных состояний:

- двухуровневые наноструктурные состояния – нанозерна размерами до 100 нм, содержащие разориентированные фрагменты размерами от нескольких до нескольких десятков нанометров с дипольным и мультипольным характером разориентировок и высокой упругой кривизной кристаллической решетки;
- микрообъемы нанокристаллической структуры с размерами нанокристаллов несколько нанометров;
- мезополосы деформации вихревого типа, представляющие собой пачки нанополос с дипольным характером разориентировок, формирующиеся в процессе группового движения нанодиполей частичных дисклинаций в полях неоднородных моментных напряжений.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ И ПРОТЕКАНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ

Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Колубаев А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
ALEUT@ISPMS.RU*

Поверхностный слой в условиях трения испытывает ротационную пластическую деформацию и фрагментацию. Образование фрагментированной структуры является основной причиной появления частиц износа. Увеличить износостойкость можно увеличить за счёт торможения или за счёт компенсации процесса фрагментации. Это ведёт к высокой износостойкости. Представляет интерес знать, какой из этих способов влияния на фрагментацию необходим при конструировании материалов для тяжелых условий трения. Сильное воздействие на поверхность трения можно задать скольжением и электрическим током высокой плотности. Управлять процессом фрагментации можно за счёт изменения первичной структуры материала. Модельными материалами могут служить стали. Целью настоящей работы является получение начального

представления о взаимосвязи элементного и фазового состава первичной структуры и износостойкости стали в условиях скользящего электроконтакта при контактной плотности более 100 А/см^2 , т.е. в условиях неизбежной пластической деформации ПС.

Стали получены по стандартным промышленным технологиям. Сталь Р6М5, сталь ШХ15, сталь Гадфильда 110Г13 (13%Mn) были в закаленном состоянии. Металлографическое исследование проведено на оптическом микроскопе Neophot-21. Элементный состав ПС определен на Оже-спектрометре «Шхуна-2». Фазовый состав определен на дифрактометре ДРОН-3. Триботехническое нагружение проведено в условиях скользящего электроконтакта с переменным током без смазки при давлении 0,13 МПа, скорости скольжения 5 м/с на машине трения СМТ-1. Нагружение осуществлено по схеме «вал-колодка». Контртелом служила сталь 45 (50 HRC). Путь трения составлял 9 км.

Показано, что структурные изменения материала ПС наблюдаются в виде слоя вторичных структур (ВС). ВС стали 110Г13 и стали Р6М5 имеют толщину более 30 мкм и высокую насыщенность несплошностями различной природы (поры, микротрещины и т.п.). Сталь 3 и сталь ШХ15 формируют ВС с небольшой толщиной, высокой сплошностью. ВС содержат частицы ОЦК- и ГЦК-железа, частицы оксида FeO и аморфную фазу. Сталь 110Г13 (твёрдый раствор) и сталь Р6М5 (многофазность) проявляют относительно высокие значения интенсивности изнашивания. Наибольшую износостойкость проявляет сталь 3. На оптическом изображении поверхности трения стали 3 наблюдаются явные признаки присутствия жидкой фазы. Элементный состав контактного слоя сталей приблизительно одинаков и больше половины атомов на поверхности контакта находятся в оксиде FeO, который следует считать основной фазой. В сталях Р6М5 и 110Г13 присутствует большое количество ГЦК-фазы.

Следует отметить, что в стали 3 отсутствуют параметры, усложняющие структуру - легирующие элементы, твёрдые растворы и т.п. Эти параметры в других сталях уменьшают легкость релаксации напряжений за счёт пластической деформации ПС или образования вязкой жидкости. Высокое содержание ГЦК-фазы также тормозит релаксацию напряжений. Можно утверждать, что сложная первичная структура, содержащая твёрдый раствор, несколько фаз или сверхструктуру, не способствует обеспечению высокой износостойкости материала при высоких нагрузках. Поэтому конструкция износостойкого материала для тяжелых условий трения должна состоять из минимального числа фаз при отсутствии твёрдых растворов.

Работа выполнена по проекту III.23.2.4 программы III.20.2 фундаментальных исследований СО РАН и при финансовой поддержке гранта РФФИ №13-08-00076.

ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НЕКОТОРЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ СКОЛЬЖЕНИЯ С ТОКОСЪЁМОМ

Фадин В.В., Алеутдинова М.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

ALEUT@ISPMS.RU

Нагружение материалов трением приводит к сложному напряженному состоянию микрообъемов поверхностного слоя (ПС), которое часто релаксируется пластической деформацией. В результате происходит фазовое превращение и образуются вторичные структуры (ВС). Поэтому скорость разрушения ПС при трении зависит от пластичности ВС. Часто предполагается, что состояние пятен контакта близко к плавлению. Тогда микрообъемы ПС могут деформироваться как вязкая жидкость. Известно, что если материал ПС при трении проявляет неустойчивость к сдвигу, то он может вязко затекать между разориентированными фрагментами, сохранять сплошность ПС и увеличивать износостойкость [1]. Можно ожидать, что этот эффект или подобный этому проявляется при появлении жидкой фазы на поверхности трения. Однако присутствие жидкости как сдвигонеустойчивой фазы в зоне контакта может привести также к неограниченному пластическому течению, что приведёт к высокому износу. Представляет интерес изучить взаимосвязь существования жидкой структурной составляющей ПС и износостойкости металлического материала. Для этого целесообразно определить фазовый состав ВС и получить визуальное представление о поверхности трения и слое ВС. Жидкая фаза на поверхности материала иногда появляется под воздействием трения и электрического тока высокой плотности. Цель настоящей работы – изучение влияния фазового состава вторичных структур и наличия жидкости на поверхности трения на износостойкость скользящего электроконтакта при высокой плотности тока.

Материалами для исследования служили композиты составов Cu+20%Fe, Cu+графит+70%Fe, Cu+графит+40%ШХ15, Cu+графит+70%Г13, Cu+графит+70%К(ТiС), Cu+20%ШХ15, металлы – медь, стали 3, 110Г13 и сплав TiNi. Фазовый состав определён на дифрактометре ДРОН-3. Триботехническое нагружение проведено в условиях скользящего электроконтакта с переменным током без смазки при давлении 0,13 МПа, скорости скольжения 5 м/с на машине трения СМТ-1. Схема нагружения - “вал-колодка”. Контртелом служила сталь 45 (50 HRC). Путь трения составлял 9 км.

Показано, что контакт композитов Cu+20%Fe, Cu+20%ШХ15, Cu+20%Fe, а также стали 3 и меди имеют удовлетворительные электропроводность и износостойкость. Эти материалы формируют слой ВС толщиной 10-30 мкм. Отличительной особенностью поверхности

трения этих материалов является наличие явных признаков образования жидкой фазы. Фазовый состав ВС этих композитов включает в себя оксид FeO, α -Fe, Cu и аморфная фаза. ВС стали 3 содержат дополнительно небольшое количество γ -Fe.

Контакт стали 110Г13, материалов Cu+графит+40%ШХ15, Cu+графит+70%Г13, Cu+графит+70%K(TiC) и сплава TiNi реализуется с низкими электропроводностью и износостойкостью. Слой ВС имеет толщину 30-50 мкм. Слой ВС стали 110Г13 имеет большое количество несплошностей. В слое ВС композитов наблюдается медь, α -Fe или γ -Fe, но отсутствует оксид FeO. Во всех материалах присутствуют лишь слабые признаки жидкости на поверхности трения, что является одной из причин низких характеристик контакта. Другой причиной большого износа является присутствие факторов, усложняющих первичную структуру, т.е. наличие твёрдого раствора, многофазности, сверхструктуры и т.п.

Работа выполнена по проекту III.23.2.4 программы III.20.2 фундаментальных исследований СО РАН и при финансовой поддержке гранта РФФИ №13-08-00076.

1. В.Е.Панин, Ю.И. Почивалов и др. Трибоконтакт в парах трения как многоуровневая иерархически организованная система. Физ.мезомех., 2010, т.13, №6, С.27-34.

ЗАРОЖДЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ СДВИГОВ И МИКРОТРЕЩИН В КРИСТАЛЛАХ

Хон Ю.А., Каминский П.П., Туч Е.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Khon@ispms.tsc.ru

Известно, что локализованный пластический сдвиг и/или микротрещины зарождаются, как правило, в поверхностных слоях деформируемого кристалла при сравнимом деформирующем напряжении σ_{sh} , величина которого на несколько порядков меньше теоретической прочности кристалла σ_{th} . В рамках существующих подходов и моделей деформируемого кристалла задача о механизмах перехода от упругой деформации к необратимой при реальном значении σ_{sh} удовлетворительного решения не имеет. Всегда требуется либо действующий источник дефектов, происхождение которого часто остается гипотетическим, либо высокая концентрация напряжений, либо то или иное вместе. Чаще всего дело ограничивается словесными моделями. В настоящей работе выяснены причины такого положения дел, предложен выход из создавшейся ситуации, развита модель деформируемого кристалла, в рамках которой решены задачи о зарождении сдвиговой деформации и микротрещины.

Прежде всего, обращено внимание на то, что во всех существующих подходах кристалл рассматривается в адиабатическом приближении. Неявно предполагается, что все степени свободы, которые возбуждаются в

таким кристалле (адиабатические степени свободы), исчерпывающим образом описывают все возможные способы изменения формы кристалла. На самом деле деформируемый кристалл представляет нестационарную систему, энергия которой не сохраняется, и адиабатическое приближение становится неприменимым. Показано, что динамика системы атомов в этих условиях определяется как адиабатическими степенями свободы, так и возбуждением динамических смещений атомов [1] и связанных с ними динамических степеней свободы. Динамические степени свободы инициируют возбуждение адиабатических степеней свободы задолго до потери устойчивости кристалла, рассматриваемого в адиабатическом приближении (при $\sigma_{sh} \approx \sigma_{th}$). Приведены экспериментальные данные, подтверждающие возбуждение динамических степеней свободы.

Используя теорию систем, далеких от состояния равновесия [2], выделены две неустойчивые моды, связанные с адиабатическими и динамическими степенями свободы. Амплитуды этих мод представляют параметры порядка $p(\mathbf{r}, t)$ и $q(\mathbf{r}, t)$ соответственно. Здесь $\mathbf{r}$ – координаты, t – время. Получена система кинетических уравнений для параметров порядка, описывающих эволюцию неравновесной среды.

Рассмотрены условия развития сдвиговой деформации и образования микротрещины. Показано, что реализуются различные сценарии сдвиговой деформации: однородный сдвиг; распространение уединенного локализованного сдвига; зарождение и распространение серии локализованных сдвигов, образующих с течением времени сложную меняющуюся картину. После разгрузки кристалла происходит распад неравновесного состояния с образованием устойчивых структур – дефектов кристаллической решетки. Обсуждено влияние поверхности на развитие неустойчивости деформируемого кристалла.

Предложенная модель легко обобщается на случай зарождения деформации фазовым превращением и вязкой моды деформации.

Литература:

1. В.Е. Егорушкин, Н.В. Мельникова. ЖЭТФ. – 1993. – Т. 103. – Вып. 2. – С. 214-226.
2. М.С. Cross, Р.С. Hohenberg. Rev.Mod. Phys. – 1993. – V.65. – P.854-1112.

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ КВАРЦА АПАТИТА И КАЛЬЦИТА В ПРОЦЕССЕ ИНДЕНТИРОВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Чайкина М.В.

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия
chaikinam@solid.nsc.ru.*

Целью работы является исследование структурных изменений твердых тел и выявление механизма преобразования подведенной энергии при динамических механических воздействиях на примере индентирования

монокристаллов кварца, апатита и кальцита методом склерометрии. На основании экспериментальных данных исследования зон индентирования монокристаллов методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии и энергодисперсионного рентгеновского микроанализа выявлены разнообразные структурные преобразования минералов, обусловленные релаксационными процессами при пластической деформации решетки кристаллов на разных энергетических уровнях. Импульсы давлений, скорость нарастания которых в момент нанесения царапин, составляет от $1.14 \cdot 10^{11}$ до $6.24 \cdot 10^{12}$ Па/с, и возникающие при этом напряжения, равные микротвердости, с последующей их разгрузкой, сопровождаются сложными волновыми процессами, фазовыми и структурными преобразованиями исследованных минералов. Для фторапатита сделана оценка подведенной удельной энергии на поверхности контакта монокристалла с индентором, которая при разных нагрузках составляет 68 -166 кДж/моль и приращение удельной энтропии (115-178 Дж/моль.К). Сделана оценка удельной мощности подведенной энергии в верхней зоне нанесенных царапин, которая составляет $\sim 3 \cdot 10^{11}$ Дж/м³.с. Это близкой к уровню энергии связи атомов. Предложена волновая модель преобразования подведенной механической энергии, которая объясняет наблюдаемые характерные типы структурных и фазовых преобразований в процессе индентирования монокристаллов.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИЙ В МНОГОПРОХОДНЫХ СВАРНЫХ ШВАХ С УЧЕТОМ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Кректулева Р.А.¹, Черепанов О.И.², Черепанов Р.О.³

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
rakrekt@mail.ru

При сварке плавящимся электродом сварной шов, как правило, формируется в результате нескольких проходов. В соответствии с принятыми технологическими ограничениями интервалы по времени между моментами формирования слоев шва довольно значительны, что обусловлено требованиями, чтобы при формировании нового слоя температура предыдущего не превышала 500К. Однако неоднородность температурных полей и механических характеристик свариваемых материалов и материалов в сварочной ванне порождает неоднородное распределение остаточных напряжений, которые существенно влияют на процессы локализации деформаций и прочность сварных соединений под действием механических нагрузок.

В данной работе на основе подходов физической мезомеханики предложен метод численного исследования процессов развития остаточных напряжений при формировании сварных швов и квазистатических процессов концентрации напряжений и локализации деформаций при растяжении, сжатии и изгибе сварных соединений.

Основой модели являются вариационные уравнения инкрементальной теории пластичности и теплопроводности. Вариационно-разностным методом решается задача теплопроводности, и в соответствии с изменившимся полем температуры осуществляется расчет напряжений и деформаций на каждом шаге по времени на основе квазистатической постановки задачи термопластичности. Рассматриваются двумерные задачи о плоской деформации и плоском напряженном состоянии. Предложен вариант модели, который позволяет учесть обусловленное фазовыми превращениями изменение объема, что дает возможность учета влияния предыстории термической обработки на макроскопические характеристики материалов с фазовыми переходами. Для оценки параметров и верификации модели использованы опубликованные экспериментальные данные, полученные на основе теста Сато для различных сплавов, применяемых при сварке. Каждый элемент внутренней структуры металла основы сварного шва характеризуется индивидуальным набором физико-механических характеристик с учетом зависимости свойств от температуры. Для моделирования процесса послойного заполнения шва расплавом вводится также дополнительная характеристика – момент начала функционирования.

Расчеты проведены для сварных швов в двухслойных сталях с V-образной формой первоначальной разделки и случая заполнения швов электродным металлом за пять проходов. При этом предполагается, что в момент нанесения каждого следующего слоя напряжения внутри расплава электродного металла и на свободной поверхности равны нулю, что обеспечивает выполнение условий неразрывности напряжений на границах слоев.

Показано, что остаточные напряжения существенно влияют на процессы концентрации напряжений и локализации деформаций на начальных этапах пластического течения при растяжении, сжатии и изгибе образцов со сварными швами после охлаждения. Области локализации деформаций при одноосном растяжении или сжатии швов не совпадают. Поэтому, при оценке прочности необходим анализ влияния на механическое поведение шва неоднородного распределения не только инвариантов, но и всех компонент тензора остаточных напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 13-08-00092.

ОРГАНИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕДИ ПРИ ТРЕНИИ

Чумаевский А.В.^{1,2}, Тарасов С.Ю.^{3,4}, Лычагин Д.В.^{1,4}, Колубаев Е.А.³

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

⁴Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

Tch7AV@rambler.ru, tsy@ispms.ru, dvl-tomsk@mail.ru

В настоящее время исследования пластической деформации при трении приобретают все более углубленный характер. При этом закономерности пластической деформации в зоне трения имеют сложный и неоднородный характер. Такое положение обусловлено, прежде всего, наличием нескольких составляющих нагрузки, повышением температуры при трении, цикличностью нагружения, заключающейся в чередовании в пятне контакта растягивающих и сжимающих касательных напряжений. Применение монокристаллов для решения подобных задач позволяет выявить закономерности, присущие конкретным кристаллографическим структурам и развить полученные представления на поликристаллы с известной кристаллической текстурой. Целью данной работы является изучение деформационного рельефа, формирующегося на боковых гранях монокристаллов меди при трении с применением оптической и растровой-электронной микроскопии, и характерных особенностей фрагментации и переориентации в поверхностных слоях данных монокристаллов с применением EBSD-анализа. Для исследований выбраны монокристаллы с ориентацией оси нормального давления $[110]$ и $[111]$. Трение проводили по схеме «диск-палец» по кварцевому стеклу без смазки. Полученные в работе данные показывают существенную зависимость протекания пластической деформации в поверхностном и подповерхностном слоях от направления силы нормального давления и силы трения. В процессе трения образец разделяется на 4 характерные области: область недеформированного монокристалла; деформированный подповерхностный слой; переориентированный слой (слои); фрагментированный слой с зеренно-субзеренной структурой. Глубина деформированного подповерхностного слоя существенно выше в $[110]$ монокристаллах по сравнению с $[111]$ -монокристаллами. Аналогичное положение наблюдается и для глубины переориентированного и фрагментированных поверхностных слоев. Обнаружены также закономерности в строении наплывов, образующихся в приторцевой области данных монокристаллов. На основании полученных данных выявлено, что отделение частиц износа в $[111]$ -монокристаллах происходит более интенсивно. Такое положение обусловлено тем, что плоскость фрикционного контакта является плоскостью сдвига, и в этом случае отделение частиц износа происходит более облегченно. Соответственно, это может объяснить меньшую глубину деформированного

слоя в [111]-монокристаллах. Также, необходимо отметить тот факт, что [111]-монокристаллы обладают наименьшей ротационной устойчивостью, и в данном случае возможна локализация деформации в приповерхностных слоях, и меньшая глубина деформированного, фрагментированного и переориентированных слоев. Отдельно можно отметить тот факт, что поворот кристаллической решетки в переориентированных слоях наиболее благоприятен вокруг оси, перпендикулярной направлению силы трения, и лежащей в плоскости контакта. Таким образом, проведенные исследования показывают, что пластическая деформация на различных структурно-масштабных уровнях в монокристаллах меди при трении скольжения зависит от кристаллографической ориентации.

**THE STUDY OF DYNAMICS OF LAMINATED STRUCTURE OF
AGGLOMERATES FOR MECHANICAL TREATMENT OF POWDER
MIXTURE TITANIUM – NICKEL**

Shkoda O.A., Lapshin O.V.

*Department for Structural Makrorinetics, Tomsk Science Centre SB RAS, Russia
caryll@english.tsc.ru, ovlap@mail.ru*

The paper is devoted to the investigation of internal structure of laminated agglomerates formed during mechanical activation. The experimental study has been conducted for powder mixtures Ti + Ni with stoichiometric composition under mechanical activation in planetary mill and subsequent self-propagating high temperature synthesis in the form of thermal explosion. It is shown that structural changes laminated agglomerates of powder mixtures at different time of mechanical activation lead to changes of such characteristics of the explosion as critical and maximum temperatures. Inverse problem on determination of kinetic parameter was solved, that allows predicting the thickness of agglomerate layer in any other volumetric ratio of components.

Секция 3.

Проблемы компьютерного
конструирования структурно-
неоднородных материалов

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МУЛЬТИМОДАЛЬНОЙ
ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ НА ОСОБЕННОСТИ
МЕХАНИЧЕСКОГО ОТКЛИКА ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО
СОЕДИНЕНИЯ Ni_3Al .**

Астафуров С.В.^{1,2}, Шилько Е.В.^{1,2}, Димаки А.В.^{1,2},
Овчаренко В.Е.¹, Псахье С.Г.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
svastafurov@gmail.com*

Хорошо известно, что сплавы на основе интерметаллического соединения Ni_3Al характеризуются высокой температурой плавления, низкой плотностью, высокими значениями жаростойкости и сопротивления коррозии. Это делает их привлекательными для использования в современных узлах трения. Повышение прочности и стойкости интерметаллических сплавов возможно путем многократного измельчения их зеренной структуры. Перспективным методом измельчения зеренной структуры твердого сплава является интенсивная пластическая деформация интерметаллического соединения в узком временном интервале его существования в волне горения порошковой смеси никеля с алюминием стехиометрического состава (высокотемпературный синтез под давлением с пластической деформацией продукта синтеза (режим ВСПД+ПД)). Существующие результаты экспериментальных исследований показали, что пластическая деформация продукта высокотемпературного синтеза приводит к формированию в интерметаллическом соединении Ni_3Al многоуровневой зеренной структуры, содержащей мультизерна (зерен, состоящих из субзерен субмикронной размерности). При этом механические и эксплуатационные свойства такого интерметаллического соединения могут возрасти кратно. Причины существенного повышения механических свойств твердого сплава до сих пор остаются неизученными. Получение данной информации возможно с использованием современных методов компьютерного моделирования. В связи с этим данная работа посвящена теоретическому исследованию влияния мультимодальной внутренней структуры на механические характеристики твердых сплавов на основе интерметаллического соединения Ni_3Al . Исследование проведено на основе компьютерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов (МСА).

Для исследования влияния мультизеренной структуры на особенности механического отклика интерметаллического соединения Ni_3Al использовалась двумерная структурно-реологическая модель, явным образом учитывающая особенности внутреннего строения материала. В качестве модельного материала в работе рассматривался ВСПД+ПД

интерметаллид Ni_3Al с характерным размером зерен/мультизерен 3-5 мкм. Размер микрозерен в мультизернах – 200-300 нм. Изучение влияния мультизерен, образующихся при синтезе интерметаллида в режиме ВСПД+ПД, на механические характеристики материала и особенности его разрушения осуществлялось с использованием многоуровневого подхода, в рамках которого элементы внутренней структуры мезоскопического масштаба (зерна, мультизерна и их границы) учитываются явным образом. Учет элементов структуры более низких масштабных уровней (микрозерна в мультизернах) осуществляется путем построения структурных моделей более низкого масштаба с непосредственным заданием размеров и свойств микрозерен и их границ раздела. По результатам моделирования механических испытаний образцов субмикронного размера определялись их интегральные механические характеристики. В последующем они использовались в качестве входных данных для клеточных автоматов, составляющих мультизерна, при моделировании отклика интерметаллида на мезоскопическом масштабном уровне.

Анализ результатов компьютерного моделирования показал, что повышение прочностных и деформационных характеристик интерметаллического соединения Ni_3Al , полученного в режиме ВСПД+ПД связано с изменением механических свойств элементов внутренней структуры. Так, увеличение предельной деформации до разрушения материала в первую очередь связано с формированием в его объеме достаточно пластичных (по сравнению с обычными зернами Ni_3Al) мультизерен. Отметим, что причиной повышенной пластичности мультизерен является тот факт, что субзерна (составляющие мультизерна) имеют структуру и состав, близкий к монокристаллическому Ni_3Al и, как следствие, более низкий коэффициент деформационного упрочнения при необратимом деформировании и более высокие прочностные характеристики по сравнению с крупными зернами интерметаллида. Это позволяет им претерпевать значительные пластические деформации без разрушения. Еще одним важным фактором, влияющим на прочность получаемого интерметаллического соединения, является увеличение прочности межзеренных границ в процессе высокотемпературного синтеза с пластической деформацией продукта синтеза. Причиной этого, в частности, является то, что с увеличением степени пластической деформации продукта синтеза происходит более сильное компактирование реагирующей смеси и, как следствие, снижение пористости синтезируемого материала.

Исследование выполнено в рамках программы проекта 2 программы ОЭММПУ РАН 12.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С УПРОЧНЕННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ

Балохонов Р.Р., Шваб Е.А., Романова В.А., Зиновьев А.В., Мартынов С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

rusy@ispms.tsc.ru

Исследованы процессы деформирования и разрушения алюминиевого сплава с композитным покрытием «Al6061- TiC», нанесенным методом лазерного напыления, при растяжении и сжатии. Краевая динамическая задача в постановке плоской деформации решается численно методом конечных разностей. Для описания механической реакции алюминиевой матрицы и керамических включений используются модели упруго-пластического течения с изотропным упрочнением и квазихрупкого разрушения, соответственно. Геометрические характеристики покрытия и включений карбида титана соответствуют эксперименту.

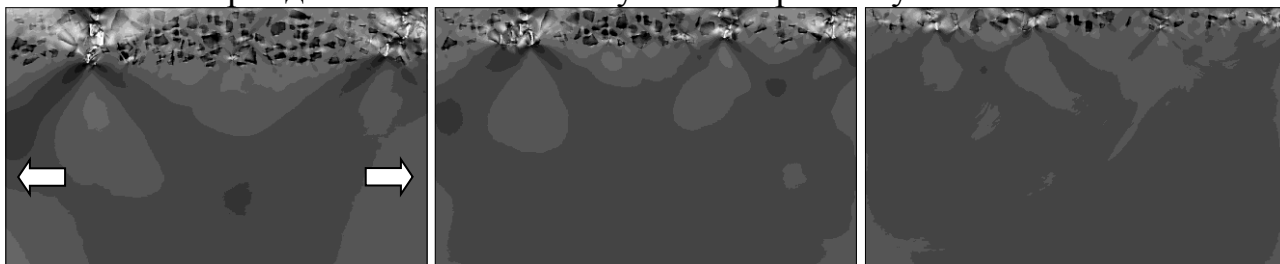


Рис. 1 Интенсивность напряжений при различной толщине композитного покрытия.

Особенности деформирования и разрушения такой системы связаны со сложной геометрией двух границ раздела: «TiC включения – алюминиевая матрица» в композитном покрытии и «композитное покрытие – алюминиевая подложка». Установлен принципиально различный характер разрушения композитного покрытия при растяжении и сжатии - перпендикулярно и вдоль направления нагружения, соответственно. Показано, что все трещины, как при сжатии, так и при растяжении, зарождаются и распространяются под действием локальных растягивающих нагрузок. Прочные упруго-хрупкие включения способны поворачиваться как целое в податливой пластичной матрице, релаксируя опасные нагрузки. За счет этого прочность на сжатие в локальных областях концентрации напряжений во включениях никогда не достигается. Исследовано влияние объемной доли частиц карбида титана и толщины покрытия. Установлено, что при растяжении композиционного материала период растрескивания покрытия зависит от толщины покрытия: чем меньше толщина, тем меньше расстояние между трещинами (Рис. 1).

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 12-01-00436-а).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Батухтина Е.Е.¹, Романова В.А.², Балохонов Р.Р.²

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
batuhtina10902@mail.ru

Работа посвящена моделированию деформационного поведения поликристаллических титановых сплавов с явным учетом зеренной структуры. Разработана трехмерная структурно-механическая модель материалов на основе экспериментальных данных о микроструктуре и механических характеристиках. Поликристаллическая структура сгенерирована методом многоугольников Вороного и введена в конечно-элементный пакет ABAQUS. Определяющие соотношения, описывающие механическое поведение зерен, построены с учетом деформационного и зернограницного упрочнения. Проведены тестовые расчеты квазистатического нагружения с целью верификации разработанной модели. Проанализировано влияние межзеренных границ на локализацию пластической деформации и концентрацию напряжений на микроуровне.

Работа поддержана Российским научным фондом (14-19-00766)

ЧИСЛЕННОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В ПЕНОМАТЕРИАЛАХ

Безгинов Р.О.¹, Кректулева Р.А.¹, Мишин М.А.¹,
Черепанов О.И.², Черепанов Р.О.³

¹*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

²*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*
pro-6@yandex.ru, oi_cherepanov@mail.ru, rcherepanov82@gmail.com

В последние два десятилетия в металлургической промышленности разных стран мира растет производство пеноалюминия, пеносталей и других пеноматериалов на основе металлов. Плотность получаемых пеноматериалов может быть в 10 и более раз ниже, чем у монолитных металлов и сплавов. Перспектива применения пеноматериалов вместо литых обещает быть весьма привлекательной в таких отраслях промышленности, как строительство, самолетостроение, наземный и водный транспорт, станкостроение и других.

На сегодняшний день существенным сдерживающим фактором, препятствующим активному применению металлических пеноматериалов, является проблема их соединения в одно целое. Традиционные методы сварки плавлением, широко применяемые во всем мире благодаря наличию достаточно совершенного и универсального оборудования, при

сварке металлических пеноматериалов вызывают определенные трудности у профессионалов из-за недостатка теоретических и практических исследований в данной области.

В настоящей работе приводятся результаты численных и экспериментальных исследований, которые позволили установить характерные особенности и выявить основные проблемы сварки плавлением пеноматериалов. Авторами разработаны методы CAD/CAE/CAM проектирования ряда технологических процессов сварки плавлением: газотермической, электродуговой и электроннолучевой. Модули CAD позволяют моделировать геометрию пор и их распределение в объеме материала, модули CAE обеспечивают расчеты технологических процессов сварки, что в конечном счете создает информационную среду для подсистемы CAM – технологической подготовки производства. На основе разработанных методов проектирования проведены компьютерные эксперименты по конструированию пеноматериалов заданной пористости. Разработана математическая 3D модель тепловых процессов в пеноматериалах при сварке. На основе численных расчетов выявлены закономерности и определены режимы, при которых возможно формирование сварных соединений как пеноматериалов между собой, так и пеноматериалов со сплошными материалами. Установлено влияние размера пор на тепловые процессы при сварке и свариваемость конкретных пеноматериалов.

По результатам компьютерных экспериментов проведены реальные физические эксперименты, позволившие подтвердить достоверность численных моделей и обосновать технологические режимы, при которых можно обеспечить свариваемость пеноматериалов в широком интервале изменения пористости.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант №13-08-00092.

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ И ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ХРУПКИХ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Григорьев А.С.¹, Шилько Е.В.^{1,2}, Скрипняк В.А.², Смолин А.Ю.^{1,2},
Псахье С.Г.^{1,2}, Брагов А.М.³, Ломунов А.К.³, Игумнов Л.А.³

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет, Россия
grigoriev@ispms.tsc.ru

Известно, что при динамическом воздействии механические характеристики материалов определяются не только особенностями внутренней структуры, но в значительной степени зависят от скорости

деформации и способа нагружения. Действительно, даже при низких скоростях наблюдается влияние скорости деформирования на интегральные характеристики отклика образцов, а при динамическом воздействии фактор скорости нагружения является определяющим. В связи с этим определение механических (включая прочностные) характеристик материалов при динамическом нагружении является актуальной задачей, имеющей не только фундаментальную, но и большую практическую значимость. В настоящей работе проведено комплексное изучение особенностей механического поведения хрупких гетерогенных материалов при различных скоростях деформирования, включающее лабораторные испытания и компьютерное моделирование. В качестве основного объекта изучения использовался бетон ЦГБ (диоксид циркониевый гидравлического твердения бетон).

Экспериментальное изучение механических свойств бетона ЦГБ осуществлялось с использованием модифицированного метода Кольского. Анализировались особенности отклика образцов при динамическом сжатии в ограничивающей обойме и методом раскалывания. Результаты испытаний показали, в частности, что значения динамической прочности образцов бетона в обойме значительно превышают соответствующие величины для образцов со свободной боковой поверхностью. При этом крутизна и форма нагрузочных ветвей диаграмм деформации образцов в обойме и без нее близки.

Результаты лабораторных испытаний использованы для построения динамической модели механического отклика хрупких гетерогенных материалов. Бетон ЦГБ является гетерогенным хрупким материалом с многомасштабной внутренней структурой. Определяющее влияние на его макроскопические свойства имеет мезомасштабный структурный уровень, связанный с мезоскопическими пора́ми и включениями диоксида циркония. Поэтому для формулировки макроскопической динамической модели бетона ЦГБ проводилось построение его мезоскопической модели и определение квазистатических и динамических механических свойств представительных мезообъемов. Полученные характеристики использовались для задания свойств подвижных клеточных автоматов, моделирующих бетон ЦГБ на макромасштабном уровне.

Развитая модель применена для изучения особенностей разрушения бетона ЦГБ при различных скоростях деформирования и способах реализации динамического нагружения. Исследование проводилось с использованием вычислительного метода подвижных клеточных автоматов (ПКА). Анализировалось влияние скорости деформирования образцов бетона ЦГБ на характер разрушения и прочностные характеристики при одноосном сжатии и растяжении.

Результаты моделирования, в частности, показали, что при нагружении со скоростями деформации, не превышающими 1 с^{-1} , имеет

место фрагментация образца, связанная с его разделением на систему достаточно крупных блоков. С ростом скорости деформирования размеры фрагментов уменьшаются, и появляется выраженная неоднородность их пространственного распределения, связанная с распространением в образце упругих волн. В области высоких скоростей деформации (до 1000 с^{-1} и выше) разрушение происходит путем распространения фронта дробления материала, следующего за падающей упругой волной.

Проведен анализ влияния скорости деформации на прочностные характеристики макроскопических образцов бетона ЦГБ при одноосном сжатии и растяжении. Установлено, что при высоких скоростях деформирования инерционные свойства образцов играют определяющую роль, поэтому регистрируемые в лабораторных или компьютерных экспериментах механические характеристики материалов (например, динамический предел прочности) зависят от особенностей реализации испытания в значительно большей степени, нежели от скорости деформирования. Поэтому способ экспериментальной реализации заданного вида напряженного состояния (одноосное сжатие и растяжение, неравноосное сжатие и т.д.) играет определяющую роль в изучении прочностных свойств материала при скоростях деформации соответствующих режиму динамического нагружения. Результаты исследования свидетельствуют, что компьютерное моделирование является эффективным и в ряде случаев незаменимым инструментом для разработки/верификации способов и методик определения динамических характеристик материалов.

Работа выполнена в рамках Проекта III.23.1.4 Программы фундаментальных исследований СО РАН и при поддержке гранта РФФИ № 12-01-00805-а.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ НЕОДНОРОДНОЙ СРЕДЫ

Бочкарева С.А.^{1,2}, Гришаева Н.Ю.^{1,2}, Люкшин П.А.¹

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

²*Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
anohina@mail2000.ru*

В работе предлагается способ определения коэффициента теплопроводности неоднородного многофазного материала, когда известны теплофизические свойства отдельных фаз. Методом конечных элементов решается стационарная задача теплопроводности для представительного объема неоднородной среды с учетом заданных теплофизических характеристик материала матрицы и включений. Получается распределение температуры в каждой конечно-элементной

ячейки расчетной области и далее количество теплоты, проходящее через расчетную область.

Коэффициент теплопроводности определяется из решения нестационарной задачи теплопроводности. Находится время, за которое расчетная область равномерно прогреется. Количество тепла в нестационарной задаче должно быть равным количеству тепла, рассчитанное в стационарной задаче.

Путем подстановки найденных значений в формулу закона теплопроводности Фурье для однородной среды определяется значение эффективного коэффициента теплопроводности соответствующей неоднородной среды.

ОБЗОР РЕЗУЛЬТАТОВ ЧИСЛЕННОГО ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ТРИБОПЛЕНКИ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПАРЫ ТРЕНИЯ АВТОМОБИЛЬНЫЙ ТОРМОЗНОЙ ДИСК-КОЛОДКА.

Дмитриев А.И.^{1,2}, W. Österle³, H. Kloß³

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Федеральный институт исследования и тестирования материалов, Берлин, Германия
dmitr@ispms.tsc.ru

Роль трибо пленки, формируемой при торможении в паре трения автомобильный тормозной диск-колодка обсуждается уже около 30 лет. На протяжении этого времени возникновение трибо пленки связывали либо со стабилизацией режима трения, либо с уменьшением, а иногда и с увеличением коэффициента трения и износа. Различие толкований обусловлено отсутствием достаточной информации о структуре трибо пленки, формируемой при различных режимах торможения, и еще меньше об ее роли и существующих зависимостях структура пленки – триботехнические свойства пары трения. С 2006 года авторами настоящей работы ведутся систематические исследования влияния структуры и состава трибо пленки на фрикционное поведение пары трения с использованием метода подвижных клеточных автоматов (МСА). Целью исследований является выявление закономерностей поведения трибо пленки в условиях фрикционного контакта с учетом ее компонентного состава, а также понимание механизмов, реализующихся на границе контактирующей пары и определяющих режимы относительного проскальзывания. В настоящей работе представлен краткий обзор основных результатов, полученных в ходе совместных исследований.

Согласно результатам численных исследований условием обеспечения режима стабильного относительного проскальзывания двух

взаимодействующих тел является формирование слоя, где происходит интенсивное механическое перемешивание частиц износа в зоне трения. Важным для получения желаемых свойств является наличие определенной концентрации мягких включений в слое оксидной пленки, свойства которой близки к механическим свойствам магнетита. В работе проведен систематический анализ влияния различного состава и структуры трибопленки на величину коэффициента трения и толщину слоя перемешивания. Самый низкий коэффициент трения (0,17) был получен в предположении, что стальные подложки были покрыты трибопленкой из чистого графита. Добавление 20 об.% частиц твердых включений SiC привели к увеличению коэффициента трения до 0,2. Более высокие значения коэффициента трения были получены в случаях, когда наблюдается нестабильный режим трения без формирования слоя механического перемешивания частиц. Моделирование контакта чистых оксидных слоев приводит к росту значения коэффициента трения до уровня около 0,6. Поскольку при этом не происходит образование слоя механического перемешивания, то наблюдается слабая зависимость измеряемого параметра с ростом давления. Наконец, наибольшие значения коэффициента трения на уровне 1.0 были получены при моделировании контакта стали по стали без учета оксидных слоев.

Таким образом, используемая компьютерная модель локального пятна контакта пары трения автомобильный тормозной диск – колодка отражает основные зависимости исследуемого процесса и может быть использована для изучения и понимания процессов и механизмов, протекающих в условиях фрикционного контакта.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований СО РАН № III.23.2.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С ПОРИСТЫМ ПОЛИСИЛАЗАНОВЫМ ПОКРЫТИЕМ. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Балохонов Р.Р., Зиновьев А.В., Романова В.А., Мартынов С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

zav@ispms.tsc.ru

В работе исследуются особенности деформации и разрушения материала с пористым керамическим покрытием на основе полисилазана. Краевая динамическая задача в постановке плоской деформации решается численно методом конечных разностей. Используются модели упругопластического поведения стальной подложки с изотропным упрочнением и хрупкого разрушения керамического покрытия.

Структура исследуемого композита соответствует экспериментально наблюдаемой и задается в расчетах явно. Разработана методика генерации

начальной конечно-разностной (КР) сетки для материала с пористым покрытием и криволинейной границей раздела «покрытие – подложка» (рис. 1а).

Проведена серия КР расчетов одноосного растяжения (рис. 1б) и сжатия (рис. 1в) исследуемой структуры. Установлено, что в обоих случаях на границе «пора–покрытие» возникают концентрации напряжений двух типов: растягивающие и сжимающие. Трещины зарождаются в локальных областях материала, находящихся под действием растягивающих нагрузок, как в случае растяжения, так и в случае сжатия. Данные области располагаются в различных местах при внешнем растяжении и сжатии. Поэтому общий характер разрушения при прочих равных условиях существенно связан с видом внешней нагрузки.

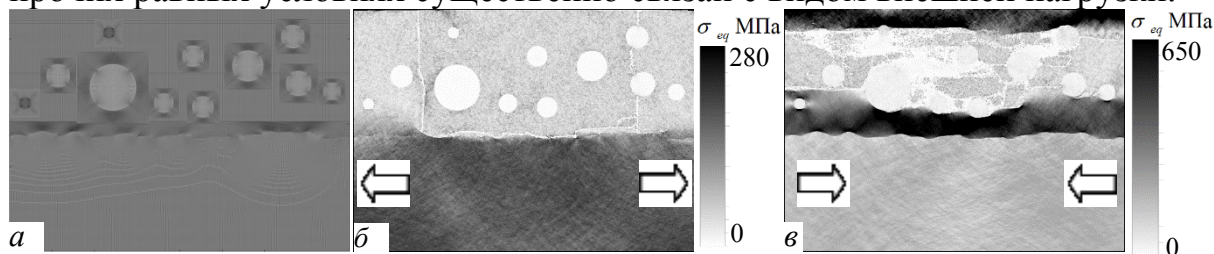


Рис. 1. Двумерная КР сетка композита (а) и интенсивность напряжений для случаев растяжения (б) и сжатия (в)

При растяжении трещины в полисилазане первоначально зарождаются вблизи верхней либо нижней части поверхности поры и распространяются перпендикулярно оси приложения нагрузки, как в направлении поверхности покрытия, так и к границе раздела «покрытие-подложка». При дальнейшем нагружении, поскольку материал подложки пластичен, трещина вглубь образца распространяться не может и начинает движение вдоль границы раздела. Происходит отслаивание и откалывание целых кусков покрытия от подложки, что приводит к потере его функциональных и защитных свойств (Рис.1б).

При сжатии образец начинает разрушаться при существенно большем значении полной деформации, чем при растяжении, что качественно согласуется с экспериментом. Трещины зарождаются вблизи боковых частей поверхностей пор и распространяются вдоль направления нагружения от одной до другой поры. Происходит постепенное расслоение покрытия. При этом вблизи подложки остается тонкий сплошной слой полисилазана. Разрушение такого характера приводит к сохранению части функциональных и защитных свойств покрытия.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 12-01-00436-а).

**ФОРМИРОВАНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ МЕЖДУ
ВКЛЮЧЕНИЕМ И МАТРИЦЕЙ ПРИ СИНТЕЗЕ
ОДНОНАПРАВЛЕННОГО ВОЛОКНИСТОГО КОМПОЗИТА**

Князева А.Г.^{1,2}, Лурье С.А.³, Соляев Ю.О.³

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

³Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия

anna@ispms.tsc.ru, salurie@mail.ru, yurysolyaev@yandex.ru

Промежуточный слой между включениями и матрицей во многом определяет механические свойства композиционных материалов. Его структура и состав зависят от условий синтеза и состава исходных компонентов. Для исследования кинетических явлений в окрестности границ раздела включения и матрицы в процессе синтеза композита требуется решить задачу о формировании слоя новой фазы для заданных условий синтеза – заданных температуре и внешней нагрузке. Когда синтезируется однонаправленный волокнистый композит, для изучения формирования переходного слоя достаточно ограничиться задачей для отдельного волокна, на окружение которого приходится заданная область матрицы. Такую задачу формулируем в цилиндрической системе координат. Конкретная формулировка задачи зависит от выбранной системы. Если композит синтезируется из алюминиевого сплава с волокнами из оксида алюминия, то промежуточный слой растет преимущественно по направлению к центру волокна. Если синтезируется композит на основе титанового сплава с волокнистыми включениями из карбида кремния, промежуточный слой растет преимущественно в направлении матрицы. Это отражается на формулировке задачи о росте слоя новой фазы. В общем случае такая задача решается численно. Но при условии, что толщина слоя новой фазы много меньше радиуса волокна, задачу можно упростить. В работе построено аналитическое решение задачи о формировании переходной зоны для двух описанных вариантов. На основе знания динамики перераспределения концентраций и роста слоя новой фазы, которые следуют из диффузионно-кинетической задачи, можно оценить локальные механические напряжения в выделенном мезообъеме, содержащем волокно. Для этой цели в работе использован упрощенный подход, учитывающий аддитивный вклад напряжений разной физической и химической природы. Эта часть задачи также решена аналитически.

Поскольку от состава переходной зоны и ее толщины зависят макросвойства композита, то модель и полученное аналитическое решение позволяют непосредственно связать условия синтеза с макроскопическими свойствами.

ИЕРАРХИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И МЕЗОМЕХАНИКА ОДНООСНО АГРУЖЕННОЙ КОСТНОЙ ТКАНИ И ПОРИСТОЙ КЕРАМИКИ

Колмакова Т.В.^{1,2}, Буякова С.П.^{1,2}, Кульков С.Н.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
kolmakova@fif.tsu.ru, e-mail: sbuyakova@ispms.tsc.ru, e-mail: kulkov@ms.tsc.ru

Задачи механики, возникающие при создании имплантатов биологических тканей, решаются на основе исследования механического поведения самих биологических тканей и включают в себя создание подходов и способов моделирования их сложной иерархической структуры, определение их эффективных механических характеристик, установление основных требований к заменителям с точки зрения механики материалов имплантатов.

Целью настоящей работы явилось компьютерное моделирование и проведение экспериментальных исследований механического поведения при одноосном сжатии модельных мезообъемов кости и пористой циркониевой керамики, получаемой из нанокристаллических порошков.

Мезообъем кости моделировался как органо-неорганический иерархически организованный слоистый композиционный материал. Компьютерные исследования механического поведения модельного мезообъема кости включали исследования влияния изменения объемной доли структурных слоев (компактной и губчатой костных тканей), изменение их продольного модуля упругости при изменении плотности и минерального содержания на характер деформационного поведения всего мезообъема кости и распределение напряжений и деформаций в нем при осевом сжатии.

Показано, что изменение объемных долей компактной и губчатой составляющих мезообъема, изменение продольных модулей упругости этих составляющих приводит к проявлению изгиба мезообъема, реализующегося в перпендикулярном направлении к оси нагружения с изменением характера распределения компонент напряжений и деформаций в мезообъеме кости.

Проведенные исследования необходимы для разработки рекомендаций по созданию механически совместимых с костной тканью имплантатов и установления механической совместимости керамики и костной ткани вследствие сохранения существующего в макрообъеме кости напряженно-деформированного состояния при имплантации.

NUMERICAL STUDY OF MECHANICAL BEHAVIOR OF CERAMIC COMPOSITES UNDER COMPRESSION LOADING IN THE FRAMEWORK OF MOVABLE CELLULAR AUTOMATON METHOD

Konovalenko Ig.S., Smolin A.Yu., Konovalenko Iv.S., Psakhie S.G.

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

igkon@ispms.tsc.ru

In the framework of movable cellular automaton method (MCA) [1] a multiscale model of ceramic composites based on nanocrystalline metal oxides with phase transformations in their structure during mechanical loading was developed. On the basis of developed model the mechanical behavior of ceramic composites based on nanocrystalline oxides of zirconium and aluminum with different contents components under uniaxial compression was investigated. For numerical investigations 2D square specimens with the size 32 mkm were generated. The volume content of each component was varied from 20% to 80%. At the interface between components assumption of perfect contact conditions was made. Mechanical properties of the model material corresponded to that of nanocrystalline ceramics ZrO_2 (Y_2O_3) and Al_2O_3 with a porosity of 2% [2]. The speed of loading was 0.5 m/s. The problem was solved under plain strain conditions. Accounting for phase transitions in the model was carried out under the proposed phenomenological approach, implying the formulation of the law of inter-automaton interaction corresponding to the irreversible behavior of the material. This law has been chosen so as to correspond to qualitative and quantitative deformation diagrams of ZrO_2 (Y_2O_3) with structural transformations. An increase of fracture toughness of zirconia ceramics under implementation of phase transitions were taken into account by introducing a pair of automaton transition kinetics from the "linked" state to the "unlinked" one. To do this, the crack propagation rate parameter was explicitly introduced at the MCA method. It was capable to slow down the transition of automaton pair to "unlinked" state for several time steps. Usually in the MCA method this transition occurs at the one time step, which corresponds to crack propagation with the speed of longitudinal sound. In this model (for the pairs automata modeling phase transition), the value of crack propagation velocity was lower than the velocity of sound in the material. Within the framework of the model constructed main mechanisms of deformation and fracture of composites were studied. The interrelation of structure, mechanisms of fracture and effective strength and elastic properties of the composite was shown.

This study was supported by the Russian Foundation for Basic Research, project № 12-08-00379-a.

References:

1. S. Psakhie, E. Shilko, A. Smolin, S. Astafurov, et all. *Frattura ed Integrita Strutturale*. 24 2013 26.
2. Global Roadmap for Ceramics: Proceedings of 2nd International congress on ceramics (ICC2), Verona (Italy), June 29-July 4 2008. A. Belosi, G.N. Babini (Eds), Institute of Science and Technology for Ceramics, National Research Council. Verona, 2008.

МОДЕЛЬ ЭВОЛЮЦИИ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ В УСЛОВИЯХ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ

Крюкова О.Н.¹, Князева А.Г.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
anna@ispms.tsc.ru, okruk@ispms.tsc.ru

С целью повышения износостойкости материалов широкое применение получили покрытия на основе нитрида титана (TiN). Такие покрытия вследствие значительного увеличения объемной доли границ раздела проявляют в ряде случаев уникальное сочетание свойств: высокую твердость, износостойкость, окислительную стойкость и, одновременно, высокий коэффициент упругого восстановления, и низкий коэффициент трения. Одним из эффективных способов направленного изменения структуры и состава покрытия является бомбардировка пучками ионов высокой энергии после осаждения покрытия. При этом возникает высокий градиент концентрации легирующих элементов в поверхностном слое покрытия, что приводит к значительному диффузионному перераспределению элементов по толщине покрытия.

Экспериментальные исследования структуры покрытия после обработки не дают полного представления о том, какие процессы привели к образованию той или иной структуры. В этом случае помощь может оказать математическое моделирование.

В работе [1] предложена математическая модель процесса модификации поверхностного слоя покрытия комбинированным потоком ионов с учетом образования новых фаз. Показано, что модели такого типа вполне способны предсказывать изменение состава покрытия при варьировании условий обработки потоками ионов. В работе [2] учтено наличие примеси в поверхностном слое подложки и записана более детальная схема химических реакций; исследовано влияние плотности потока ионов и толщины покрытия на динамику формирования переходной зоны. Формирование структуры в этих работах не учитывалось.

Используя подход [3], базирующийся на модели диффузии Кана-Хилларда в гетерогенной системе, можно попытаться описать эволюцию зеренной структуры поверхности в условиях ионной обработки. Пример такой модели содержится в [4]. Подход основывается на представлении энергии Гиббса системы в виде суммы энергии Гиббса для чистых компонентов и энергетический вклад энтропии смешения, которая, в свою очередь, включает как составную часть энергию, связанную с границами раздела.

В настоящей работе проводится качественное исследование эволюции зеренной структуры элемента поверхности покрытия из TiN в условиях,

моделирующих ионную имплантацию комбинированным потоком ионов. В модели учитывается одна суммарная реакция образования в покрытии твердого раствора и различная подвижность элементов. Обсуждается вопрос корректной постановки граничных условий и варианты численной реализации модели.

Литература:

1. Букрина Н.В, Князева А.Г., Сергеев В.П. Экспериментальные и численные исследования формирования переходных зон в процессе бомбардировки нитридного покрытия комбинированным потоком ионов // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2009. № 1. С. 83-92.
2. Крюкова О.Н., Князева А. Г., Сергеев В.П., Лунев А.Г. Моделирование диффузионных процессов, сопровождающих модификацию покрытия TiN при бомбардировке потоком ионов Al^+ и B^+ // Известия ВУЗов. Физика. 2012. Т. 55. № 5-2. С. 57-63.
3. D. Anders, K Weinberg Modeling of Multicomponent Reactive Systems // Technische Mechanik, 32, 2-5, (2012), 105–112
4. Rashmi Ranlan Mohanty Phase-Field simulation of microstructural development induced by interdiffusion fluxes under multiple gradients, A dissertation..., Orlando, Florida, 2009

**НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПОТЕРЯ
УСТОЙЧИВОСТИ АНИЗОТРОПНОГО ТЕРМОБАРЬЕРНОГО
ПОКРЫТИЯ ПРИ ТЕПЛОВОМ УДАРЕ**

Панин В.Е.^{1,3}, Люкшин П.А.¹, Люкшин Б.А.^{1,2},
Матолыгина Н.Ю.¹, Панин С.В.^{1,3}

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

²Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
lba2008@yandex.ru

В работе с использованием компьютерного моделирования исследовано поведение термобарьерных покрытий при тепловом ударе.

Исследование выполняется как ряд отдельных взаимосвязанных задач: о распределении температуры в покрытии и подложке при интенсивном нагреве; о напряженно-деформированном состоянии покрытия и подложки, возникающем за счет отличия их теплофизических характеристик; о потере устойчивости покрытия при возникающих в нем сжимающих напряжениях; об оценке дополнительных напряжений в покрытии, возникающих в нем при потере устойчивости.

Механизм возникновения неустойчивостей в покрытиях основан на представлении покрытия пластиной, находящейся на упругом основании (подложке). Потеря устойчивости проявляется в виде образования

двоякопериодической системы зон экструзии и энтузии, что качественно согласуется с известными результатами экспериментальных исследований. На примере моделирования термического нагружения медного образца с защитным керамическим покрытием исследованы характерные особенности возникающей картины потери устойчивости и ее зависимости от свойств сопрягаемых материалов. Получена оценка влияния анизотропии деформационно-прочностных свойств материала покрытия на характер возникающей неустойчивости.

ЧИСЛЕННОЕ ИСЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ КРИВИЗНЫ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ПОКРЫТИЕ – ПОДЛОЖКА» НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТА

Балохонов Р.Р., Мартынов С.А., Романова В.А., Зиновьев А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
martynov@ispms.tsc.ru

В работе численно исследованы особенности деформации материала с покрытием при растяжении. Методом конечных разностей решалась краевая задача в постановке плоской деформации. Рассмотрена реальная структура образца с экспериментально наблюдаемой кривизной границы раздела «покрытие - подложка», а также модельная структура с идеальной синусоидальной формой данной границы. Для реальной структуры установлено, что при увеличении толщины покрытия, величина максимальных концентраций напряжений в области границы раздела «покрытие - подложка» нелинейно уменьшается до некоторого значения, достигает предельной величины и далее не меняется. Показано, что данная оптимальная толщина покрытия может зависеть от шероховатости границы раздела, её кривизны. Для исследования влияния параметров кривизны границы раздела «покрытия – подложка» на прочность композита использовалась модельная структура. Была проведена серия расчетов, в которой варьировались амплитуда (от 20 до 120 мкм) и период (от 100 до 160 мкм) синусоиды, а также толщина сплошного слоя покрытия d (от 10 до 190 мкм).

Установлено, что при увеличении амплитуды, величина максимальных относительных концентраций напряжений в области границы раздела «покрытие - подложка» увеличивается. Вместе с тем, обнаружено, что амплитуда синусоидальной границы раздела «покрытие – подложка» не влияет на оптимальную толщину покрытия (Рис. 1а).

Показано что, при увеличении периода оптимальная толщина сплошного слоя увеличивается (Рис. 1б). При этом величина максимальных относительных концентраций меняется слабо. Данные зависимости носят экспоненциальный характер. Рассмотрим не толщину сплошного слоя, а ее отношение к периоду синусоиды (δd), и перестроим

графики на рис.1б. Видно что, зависимости при различном периоде совпадают.

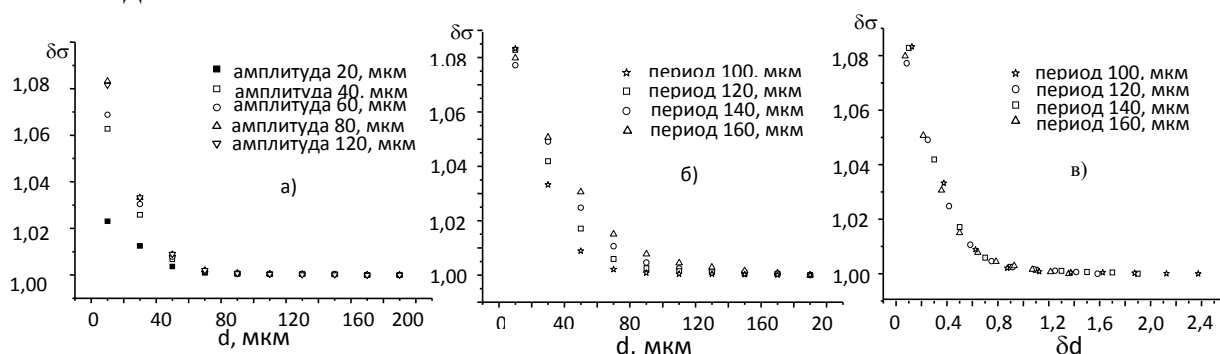


Рис.1 Относительное изменение величины концентрации напряжений в зависимости от толщины покрытия при различной амплитуде (а) и периоде (б) синусоиды и в зависимости от отношения толщины сплошного слоя к периоду синусоиды (в).

Таким образом, найден безразмерный комплекс, а именно отношение толщины сплошного слоя покрытия к периоду синусоидальной границы раздела «покрытие – подложка». Обобщая, можно предположить, что при оценке прочности материала с покрытием ключевое значение имеет отношение толщины сплошного слоя покрытия к среднему периоду распределения неоднородностей границы раздела «покрытие – подложка».

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований.

КОНСТРУИРОВАНИЕ КОМПОЗИТОВ С ЗАДАНЫМИ ЭФФЕКТИВНЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ И ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Люкшин Б.А.^{1,2}, Люкшин П.А.¹, Бочкарева С.А.^{1,2}, Матолыгина Н.Ю.¹,
Гришаева Н.Ю.^{1,2}

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

²Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
lba2008@yandex.ru

Предложенный ранее подход к решению задач о получении заданных эффективных деформационно-прочностных характеристик материалов с помощью управляющих параметров, определяющих состав и структуру материала, распространен на задачи об эффективных теплофизических характеристиках. В соответствии с этим подходом на основе решения ограниченного числа прямых задач (задач моделирования), в которых определяются эффективные теплофизические характеристики по заданному составу и структуре, в пространстве состояний строятся соответствующие поверхности отклика теплофизических и деформационно-прочностных характеристик на значения управляющих параметров. В качестве последних принимались степень наполнения

композиции армирующими включениями и средний радиус включений компактной формы.

Анализ поверхностей позволяет определить, существует ли решение для заданного диапазона заданных эффективных характеристик, и при его наличии конкретизировать область значений управляющих параметров. При необходимости обеспечить одновременное получение для материала как эффективных теплофизических, так и деформационно-прочностных характеристик значения управляющих параметров находятся пересечением соответствующих областей.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧАЕМОГО МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Миколайчук М.А., Князева А.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
mihail@mikolaichuk.com*

Рассмотрена задача о формировании покрытия методом магнетронного напыления. Предполагается, что плазма имеет постоянный состав во всех частях моделируемой области. При этом образование соединений лимитировано конечным набором несложных химических реакций $Ti + N \rightarrow TiN$, $2Al + 3O \rightarrow Al_2O_3$, $3Si + 4N \rightarrow Si_3N_4$

Полагаем, что продукты реакций не растворимы друг в друге. Таким образом, в каждой точке области может формироваться только одно из соединений. Моделирование базируется на методе клеточных автоматов. В данном случае каждый автомат ассоциируется с некоторым элементарным объёмом, содержимое которого определяется с одной стороны, составом плазмы, а с другой стороны принадлежностью автомата к тому или иному соединению. В начальный момент времени в расчётной области имеются зародыши формирующихся соединений – автоматы, состояние которых определено заранее. Изменение концентрации продуктов реакций происходит в соответствии с системой обыкновенных дифференциальных уравнений химической кинетики

$$\frac{dC_{Ti}}{dt} = -w\eta\mu_{Ti}\varphi_1, \quad \frac{dC_N}{dt} = -w\eta\mu_N[\varphi_1 + 4\varphi_3], \quad \frac{dC_{Al}}{dt} = -w\eta\mu_{Al}2\varphi_2, \quad \frac{dC_O}{dt} = -w\eta\mu_O3\varphi_2, \\ \frac{dC_{Si}}{dt} = -w\eta\mu_{Si}3\varphi_3, \quad \frac{dC_{TiN}}{dt} = w\eta\mu_{TiN}\varphi_1, \quad \frac{dC_{Al_2O_3}}{dt} = w\eta\mu_{Al_2O_3}\varphi_2, \quad \frac{dC_{Si_3N_4}}{dt} = w\eta\mu_{Si_3N_4}\varphi_3$$

где μ_i – молярная масса i -го компонента, φ_n – скорость n -ой химической реакции. Для рассмотренной системы реакций, скорости реакций могут быть определены следующим образом

$$\varphi_1 = k_1 C_{Ti} C_N, \quad \varphi_2 = k_2 C_{Al}^2 C_O^3, \quad \varphi_3 = k_3 C_{Si}^3 C_N^4,$$

тут буквами k с индексами обозначены константы скоростей химических реакций, которые зависят от температуры процесса T , буквами C

обозначены массовые концентрации соответствующих компонентов системы. Массовая концентрация элемента i определяется как

$$C_i = \rho_i / \rho,$$

ρ – плотность среды.

Эволюция каждого из элементов определяется состоянием соседей. То или иное соединение формируется в конкретном элементарном объёме, в зависимости от величины средней концентрации продуктов реакций в соседних объёмах. С другой стороны, реакция будет протекать тем интенсивнее, чем больше вокруг реагентов, не вступивших в реакцию. В этом случае скорость изменения концентрации будет пропорциональна доле соседних элементов η , содержащих только реагенты. Таким же образом, оценивая среднюю концентрацию продуктов реакций в соседних элементарных объёмах, можно определять состояние ещё не «занятых» автоматов.

МИКРО И МАКРО НАПРЯЖЕНИЯ В ДВУХУРОВНЕВОЙ МОДЕЛИ РОСТА ПОКРЫТИЯ

Назаренко Н.Н.¹, Князева А.Г.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
nnelli@ispms.tsc.ru*

В условиях эксперимента, кальций фосфатное покрытие формируется на имплантате из титана микродуговым методом. Процесс микродугового оксидирования осуществляется в электролитической ванне размером L , залитой раствором электролита, куда помещается оксидируемая деталь размером H , выполненная из титанового сплава. Процесс формирования покрытия включает различные физико-химические стадии и преобразование структуры. Так, из эксперимента установлено, что покрытие состоит из следующих веществ: оксид титана 4+, пирофосфат титана, пирофосфат кальция, кальция титанофосфат. Предположительно они формируются в объеме пористого растущего покрытия и сопровождаются диффузией через слой ионов, поступающих из электролита. Скорость осаждения дисперсных частиц, содержащихся в электролите-суспензии, можно считать постоянной. И диффузия, и химические реакции идут на разных масштабных уровнях: в порах и в объеме частиц.

Макроскопическая математическая модель включает уравнения диффузии в твердой фазе (в подложке и в растущем покрытии), условие симметрии, граничные условия на неподвижной и подвижной границах, а также начальные условия. Закон роста покрытия задан. Для учета формирования структуры покрытия макроскопическая модель дополнена подмоделями диффузии в окрестности структурных элементов, на основе

которых рассчитываются эффективные коэффициенты диффузии и формально-кинетические параметры реакций для макромодеи.

Подобный подход, связывающий напряженно-деформированное состояние структурных элементов с эффективными макроскопическими механическими свойствами, используется и для описания напряженно-деформированного состояния образца с растущим покрытием. Макроскопическая же задача о механическом равновесии решается стандартным способом с использованием условий совместности деформаций и условия равенства нулю по контуру пластины равнодействующего усилия и равнодействующего момента сил.

Полученная задача решена численно. Расчеты дают распределения концентраций веществ в поверхностном слое пластины, а также изменение толщины и состава покрытия во времени в зависимости от параметров модели, характеризующих условия эксперимента. Рассчитано распределение концентраций осажденных компонентов и химических соединений, образующихся в сферолитах, а также их среднее содержание в слоях покрытия. Показано, что математическая модель может дать прогноз и для большего времени осаждения покрытия, чем это известно из эксперимента. Рассчитаны распределения радиальных и касательных напряжений в сферолитах, а также средние напряжения в покрытии. Выявлено, что изменение состава электролита практически не влияет на напряжения в покрытии.

Работа выполнена по теме госбюджетного проекта "Научные основы создания перспективных композитных материалов и покрытий с функционализированной структурой для биомедицинских приложений" в рамках программы III.23.2.5 приоритетного направления III.23.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНЫХ ТРУБ

Гришаева Н.Ю.^{1,2}, Реутов А.И.¹, Реутов Ю.А.²,

Люкшин Б.А.^{1,2}, Люкшин П.А.¹

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

² *Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Россия*
lba2008@yandex.ru

В технологических трубопроводах на нефтепромыслах широко применяются многослойные трубы, причем часть слоев играет роль теплоизоляции. Если несущие возможности связаны с наличием металлических каркасов или высокопрочных полимерных слоев, то теплоизоляция в основном обеспечивается введением, например, слоя из вспененного полиэтилена.

В работе анализируются теплоизолирующие свойства стенки многослойной трубы в зависимости от соотношения толщин несущих и

теплоизолирующих слоев. Показано, как изолирующие свойства вспененного полиэтилена зависят от его пористости, для этого анализ теплопроводности материала проводится моделированием его как композита с матрицей из полиэтилена, в которой пузырьки воздуха рассматриваются как дисперсные включения. Рассматривается представительный объем композиции, за счет разности температур на его стенках возникает тепловой поток, расчет которого позволяет определить эффективные теплофизические характеристики вспененного полиэтилена. Эти характеристики используются далее при анализе теплового потока через стенку трубы в зависимости от толщины слоя вспененного полиэтилена и от его плотности (пористости).

Задача теплопроводности стенки многослойной трубы решается методом конечных элементов в программе, разработанной коллективом авторов, а также в программном комплексе ANSYS. В работе приведены параметрические исследования, показывающие зависимость теплоизоляционных свойств стенки трубы от толщины слоя вспененного полиэтилена и от степени его пористости при условии, что общая толщина стенки трубы постоянна. Сделаны выводы о степени влияния указанных параметров на теплопроводность и выявлены их наиболее оптимальные значения.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ С МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЕЙ Ni-Al МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Санников А.В., Полетаев Г.М.

*Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия
avsannikov@bk.ru*

Границы раздела в металлических материалах (границы зерен, межфазные границы) играют ключевую роль во многих процессах, определяют многие их физические свойства. Кроме того они являются источниками и стоками дислокаций и точечных дефектов. Однако в настоящее время остается еще много пробелов относительно количественных характеристик взаимодействия различных дефектов с границами раздела в металлах и сплавах.

Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики взаимодействия точечных дефектов с межфазной границей Ni-Al и расчету энергии связи вакансии и междоузельного атома с дислокациями несоответствия и узлами дислокационной сетки.

В работе рассматривались ориентации межфазной границы в плоскостях (100) и (111). В качестве металлической системы была взята система, состоящая из двух ГЦК металлов Ni и Al с параметрами решеток 3,52 и 4,05 Å соответственно. Значительное отличие параметров решеток

приводит к формированию высокой плотности дислокаций несоответствия на границе раздела Ni-Al. Ранее с помощью метода молекулярной динамики нами было показано, что на межфазной границе Ni-Al формируется сетка краевых дислокаций несоответствия: квадратная из двух систем дислокаций для границы (100) и треугольная из трех систем для границы (111).

Межфазная граница в модели создавалась в центре расчетного блока. Размеры блока подбирались таким образом, чтобы вдоль межфазной границы можно было использовать периодические граничные условия. Вдоль оси перпендикулярной плоскости границы были наложены жесткие условия. Количество атомов в расчетном блоке составляло около 20000. Для приведения структуры расчетного блока в равновесное состояние проводилась структурная релаксация, в завершение которой расчетный блок охлаждался до 0 К. Шаг интегрирования по времени в методе молекулярной динамики был равен 5 фс. При описании межатомных взаимодействий использовались парные потенциалы Морзе.

Энергия связи точечного дефекта рассчитывалась при введении вакансии или междоузельного атома в три различные позиции в границе: в ядро краевой дислокации, в узел и в центр ячейки дислокационной сетки. После введения точечного дефекта проводилась структурная релаксация, после которой расчетный блок охлаждался до 0 К.

Согласно полученным данным, энергия связи, как вакансий, так и междоузельных атомов наибольшая с узлами дислокационной сетки, наименьшая – с центрами ячеек дислокационной сетки. При введении точечных дефектов в область межфазной границы при небольшой термоактивации они, как правило, мигрировали в процессе компьютерного эксперимента в ближайший узел дислокационной сетки. Энергия связи с узлами сетки обоих типов дефектов, несмотря на значительное различие их энергии образования, оказалась близка и существенно выше их энергии образования. Для границы (100): 6,2 и 5,2 эВ для вакансии и междоузельного атома подрешетки Al, 6,7 и 7,2 – подрешетки Ni. Для границы (111): 0,6 и 3,4 эВ – подрешетки Al, 3,2 и 5,4 – подрешетки Ni. Столь высокие значения энергии связи объясняются, по всей видимости, более глубоким потенциалом взаимодействия Ni-Al по сравнению со связями Ni-Ni и Al-Al. Высокая сорбционная активность межфазной границы Ni-Al создает предпосылки рассмотрения подобных границ в качестве эффективных стоков точечных дефектов, образующихся, например, при радиационном и других воздействиях.

ТРЕХМЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КЕРАМИКИ С ПОРАМИ РАЗНОГО РАЗМЕРА

Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Коноваленко Иг.С., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

asmolin@ispms.tsc.ru

Целью работы является определение влияния размера пор на зависимость эффективного модуля упругости и предела прочности хрупких пористых материалов при одноосном сжатии от величины общей пористости. Для моделирования использовался метод подвижных клеточных автоматов, в котором моделируемый объект представляется ансамблем частиц конечного размера (подвижных автоматов), взаимодействующих по определенным правилам, обеспечивающим возможность описывать как сплошной материал, так и процессы разрушения в нем, вплоть до фрагментации и взаимодействия этих фрагментов как сыпучей среды. Автоматы обладают трансляционными и вращательными степенями свободы. Силы взаимодействия определяются так называемыми функциями отклика. Функция отклика используемых в данной работе автоматов соответствовала линейной упруго-хрупкой среде со свойствами керамики $ZrO_2(Y_2O_3)$ со средним размером пор, соизмеримым с размером зерна и пористостью 2 %. Размер автоматов, в соответствии с диаграммой распределения пор по размерам, составлял 1 мкм.

Рассматривались образцы в форме параллелепипеда с квадратным основанием со стороной 40 мкм (для пористости менее 0.4) и 60 мкм (для пористости более 0.4) и высотой в два раза большей стороны основания. Нагрузка прикладывалась путем задания определенной скорости в вертикальном направлении верхнему слою автоматов при жестком закреплении автоматов нижнего слоя образца. Механические свойства модельных образцов определялись из расчетной диаграммы нагружения: эффективный модуль сжатия по наклону диаграммы на ее начальном линейном участке, а предел прочности по максимальному значению диаграммы.

Генерировались образцы со значениями пористости от 0 до 0.65 с шагом 0.05. При необходимости (например, в случае малой пористости) этот шаг уменьшался, чтобы получить более точную зависимость. Пористость задавалась удалением автоматов из исходной структуры автоматов, расположенных в ГЦК-упаковке. Маленькие поры генерировались удалением одиночных автоматов, выбранных с помощью датчика случайных чисел, а большие поры — удалением выбранного автомата и всех его ближайших соседей. При генерации очередной поры проверялось, чтобы она не сливалась с уже существующими порами.

Из полученных расчетных данных следует, что для одинакового значения общей пористости значение упругого модуля образцов с большим размером пор больше, чем для образцов с маленькими порами.

При этом относительная разница модулей образцов с различным размером пор увеличивается с увеличением величины пористости, достигая 15 раз для пористости 0.65. В отличие от упругого модуля кривая зависимости предела прочности от пористости для образцов с большим размером пор находится ниже, чем для образцов с маленькими порами. Такая тенденция наблюдается вплоть до пористости 0.55, где прочности образцов с различным размером пор выравниваются, а в области большей пористости предел прочности образцов с большими порами становится выше, чем образцов с маленькими порами.

Изучались также образцы с различным соотношением пор разного размера. Показано, что зависимости механических свойств от соотношения парциальных пористостей, приходящихся на маленькие C_1 и большие C_2 поры, для общей пористости более 0.5 имеют максимум при соотношении C_2/C_1 порядка 75 %.

СТРУКТУРНЫЕ МОДЕЛИ МЕЗООБЪЕМОВ ХРУПКИХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

*Смолин И.Ю.^{1,2}, Еремин М.О.^{1,2}, Макаров П.В.^{1,2}, Евтушенко Е.П.²,
Кульков С.Н.^{1,2}, Буякова С.П.^{1,2}*

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

smolin@ispms.tsc.ru, pvm@ispms.tsc.ru, bacardi@ispms.ru

Построены модели мезообъемов пористых материалов, основанные на двух типах морфологии: перекрывающихся сферических пор и перекрывающихся сферических тел. Разработанные алгоритмы позволяют строить псевдослучайные структуры указанных морфологий с заданным значением общей пористости и среднего размера пор или частиц в широком диапазоне общей пористости. Построенные модельные пористые структуры сопоставлены со структурами, наблюдаемыми в экспериментах при разных режимах синтеза керамических пористых материалов.

Для описания механического отклика мезообъемов хрупких пористых материалов применен эволюционный подход [1], в рамках которого, определяющие нелинейные соотношения описывают накопление повреждений и их влияние на деградацию прочностных свойств упругого каркаса. Пористость мезомасштаба в расчетах учтена явным образом.

Результаты расчетов свидетельствуют, что усредненная диаграмма нагружения является чувствительной не только к значению пористости, но и к морфологии пористой структуры. Проанализированы зависимости модуля упругости и предела прочности от общей пористости и морфологии пор. Полученные зависимости сопоставлены с различными данными теоретических и экспериментальных исследований.

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2020 гг.

Литература:

1. Смолин И.Ю., Еремин М.О., Макаров П.В., Буякова С.П., Кульков С.Н., Евтушенко Е.П. Численное моделирование механического поведения модельных хрупких пористых материалов на мезоуровне // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. – 2013. – № 5(25). – С. 78–90.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ НАНОПОРОШКОВ
НА ДИНАМИКУ СПЕКАНИЯ АЛЮМИНОСИЛИКАТНОЙ
КЕРАМИКИ В УСЛОВИЯХ РЕГУЛИРУЕМОГО НАГРЕВА**

Сорокова С.Н., Князева А.Г.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
s_sorokova@tpu.ru*

Техническая керамика является самостоятельным классом материалов и применяется в различных отраслях техники и промышленности. Значительный интерес представляет корриерид ($2\text{MgO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{SiO}_2$) и шпинели алюминат магния (MgAl_2O_4). На их основе получают электроизоляционные и термостойкие керамики. Однако синтез керамических материалов на основе тугоплавких оксидов, является энергоемким процессом, который требуют длительного обжига при высокой температуре. Вопрос о снижении температуры, времени синтеза и спекания керамических материалов является важной и актуальной в настоящее время. Для снижения потребления энергии используются различные добавки и различные способы активации сырья [1-3].

Для целенаправленного выбора технологических режимов синтеза и спекания требует детальное теоретическое исследование закономерностей формирования структуры и фазового состава материала. Есть множество математических моделей [4-8] спекания порошков соединений и твердофазного синтеза. Но в известных моделях явно не учитываются, что процессы синтеза сопровождаются изменением объема, который может привести к изменению кинетической модели, состава и структуры конечного продукта [8-9]. Наноразмерные частицы в составе реагентов изменяют как кинетику процесса синтеза и влияют особым образом на физические и механические свойства реагентов и продуктов. Это приводит к дополнительным особенностям в математических моделях.

В работе предложена математическая модель объемного спекания смеси порошков $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ с добавкой нанодисперсного порошка алюминия. В модели учитывается, что химические реакции тормозятся слоем продукта. В работе проведена оценка параметров модели. Задача решена численно. Показано, что изменение начального фазового состава,

температуры спекания и скорости нагрева приводят к изменению конечного химического состава образца и изменению времени процесса.

Литература:

1. V.A. Vassiliev, V.V. Ipatov, A.N. Alekseev, Proceedings of the Institute of Refractories. V.42. (1971).
2. E.G. Avakumov, A.A. Gusev, Cordierite - a promising ceramic material. - Novosibirsk: Publishing House of SB RAS. (1999).
3. A.A. Gusev and etc., Glass and ceramics. №1 (2001).
4. S.M. Loginov, N.K. Vernigora, D.A. Hyles, Bulletin of the National Technical University "KPI" . Special Issue - 66. (2010).
5. Physical and metallurgical fundamentals of sintering powders. V.V. Skorokhod, corned beef SM Moscow, Metallurgy, 1984.
6. A.P. Savitsky, The liquid-phase sintering systems with interacting components. (1991).
7. E. V. Boldyreva, V. V. Boldyrev, (Eds.), Molecular Solid State Series, V. 3 , Wiley: Chichester, 1999.
8. A. G. Knyazeva, Chemistry for Sustainable Development, Vol.10 , № 4 (2002).
9. A.G. Merzhanov, Theory of gasless combustion. Preprint OIHF, Prunella (1980).

**ВЛИЯНИЕ ЭФФЕКТОВ СВЯЗАННОСТИ В КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛАХ ПРИ ТВЕРДОФАЗНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ
В ПЛАСТИНЕ В УСЛОВИЯХ РАСТЯЖЕНИЯ И СДВИГА**

Чумаков Ю.А.¹, Князева А.Г.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
chya@ispms.tsc.ru

Работа посвящена исследованию влияния напряженно-деформированного состояния на режимы распространения твердофазной экзотермической химической реакции с учетом связанности полей деформаций, температуры и концентраций.

Модель распространения твердофазного превращения в условиях одноосного нагружения и сдвига модифицируется за счет учета процессов в окрестности отдельных частиц. Рассматривается неподвижная пластина из композиционного материала на основе оксидов алюминия (или циркония), с внедренными в матрицу частицами SiC, под действием внешней нагрузки и нагрева. В случае одноосного растяжения пластины полагали, что к торцам пластины при $x=0$ и $x=L_x$ приложено равномерно распределенное по L_y усилие $\sigma_{xx}=P$ (рис.1). Грани пластины $y=0$ и $y=L_y$ свободны от нагрузок. Для варианта сдвига учитывали, что к торцам пластины приложены два усилия: при $x=0$ и $x=L_x$ $\sigma_{xx}=P_1$, при $y=0$ и $y=L_y$ $\sigma_{yy}=P_2$, причем результирующая этих усилий направлена вдоль диагональной линии пластины.

Принимается, что экзотермическая реакция может быть описана простой суммарной схемой $A \rightarrow B$ (реагент – продукт реакции). Скорость суммарной реакции зависит от температуры, кинетических закономерностей на уровне частиц и от характера напряженно-деформированного состояния. Поскольку скорость распространения твердофазной реакции много меньше скорости распространения механических возмущений, то можно пренебречь силами инерции. Теплообмен с внешней средой не учитывается.

Общая задача состоит из двух частей, которые с учетом принятых предположений частично решаются независимо. На первом этапе рассматриваем задачу о механическом равновесии упругой пластины в приближении обобщенного плоского напряженного состояния. Используя уравнения равновесия и условие совместности деформаций, определяем все ненулевые компоненты тензоров напряжений и деформаций: σ_{xx} , σ_{yy} , ε_{xx} , ε_{yy} , ε_{zz} . Зная решение упругой задачи о равновесии и используя метод аналогий, записываем решение задачи для линейного вязкоупругого материала. С учетом полученного решения формулируем задачу о распространении реакции в твердой фазе, включающей информацию о напряженно-деформированном состоянии. Эта задача далее решается численно.

В результате исследования влияния кинетики реакции на уровне частиц на макрозаконмерности распространения фронта превращения, а также эволюцию полей напряжений и деформаций в зоне реакции показано, что связанность тепловых и механических процессов приводит к появлению неоднородных краевых эффектов, уменьшению величины максимальной температуры, а возникающие в ходе реакции внутренние напряжения могут превышать величины внешней нагрузки.

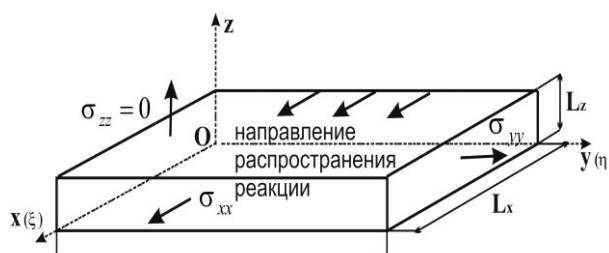


Рис. 1. Иллюстрация к постановке задачи

Секция 4.
Перспективные материалы
как многоуровневые системы

СТРУКТУРА ПЛАЗМЕННО-ПЫЛЕВОГО КРИСТАЛЛА С УЧЕТОМ ИЗМЕНЕНИЯ ЗАРЯДА ПЫЛЕВЫХ ЧАСТИЦ

Абдрашитов А.В.¹, Зольников К.П.^{1,2}, Крыжевич Д.С.^{1,2}, Псахье С.Г.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
Simoom@sibmail.com*

Пылевая или комплексная плазма является объектом пристального изучения в последние десятилетия. Она представляет собой ионизованный газ, в котором находятся микроскопического размера заряженные частицы конденсированного вещества. Электрический заряд микрочастиц может достигать нескольких тысяч электрон и, таким образом, они оказывают сильное кулоновское воздействие друг на друга. Отметим, что плазменно-пылевые системы широко распространены как в космосе, так и в земных условиях, в частности, в ряде технологических процессов, связанных с ионно-плазменной обработкой поверхностей изделий. Непостоянство заряда микрочастиц и внешние импульсные воздействия различной природы приводят к генерации в пылевой плазме специфических волновых мод.

В настоящей работе в рамках метода молекулярной динамики были изучена зависимость структуры основного состояния плазменно-пылевой системы от величины скорости изменения заряда пылевых частиц с высотой. В качестве граничных условий использовалось сферически симметричное электростатическое удерживающее поле. Взаимодействие между пылевыми частицами описывалось потенциалом Дебая-Хюккеля. Заряд пылевых частиц линейно уменьшался с высотой. Проведено моделирование формы плазменно-пылевого кристалла с учетом изменения заряда составляющих его пылевых частиц.

АЛЮМИНОТЕРМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ЛИТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЭВТЕКТИКИ W-W₂C ПРИ ПОВЫШЕННОМ ДАВЛЕНИИ

Аврамчик А.Н.¹, Афанасьев Н.И.¹, ЛепакOVA О.К.¹, Гальченко Н.К.²

¹*Отдел структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН, Томск, Россия,*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
avran111@yandex.ru*

Литые эвтектические сплавы, будучи естественными микрокомпозитами, являются термодинамически равновесными структурами. Их отличает высокая дисперсность структурных составляющих, термическая стабильность и повышенные физико-механические свойства. Эвтектическая композиция W-W₂C относится к особо тугоплавким эвтектикам и перспективна для применения в конструкциях атомных реакторов и высокотемпературной технике. Цель работы – алюминотермический синтез из WO₃ литых сплавов, близких к эвтектике W-W₂C, исследование их состава и некоторых свойств.

Исследовано влияние параметров синтеза на выход в слиток и свойства сплавов. Изменяемые параметры – содержание углерода и алюминия в исходной смеси. Изучаемые величины – содержание углерода и алюминия в сплавах, твердость, плотность, предел прочности при изгибе и ударная вязкость. Выполнены металлографические и фрактографические исследования сплавов. Показана возможность получения W-W₂C сплавов в широком диапазоне свойств: плотность 16, 5÷17,7 г/см³, твердость 46÷70 ед. HRC, предел прочности при изгибе 230÷390 МПа, ударная вязкость 1,1÷1,7 Дж/см². Проведены измерения защитных свойств от потоков гамма- и нейтронного излучения, показавшие, что W-W₂C сплавы могут использоваться для защиты от радиоактивных излучений.

EFFECT OF TEMPERATURE ON THE STRUCTURAL DEFORMATION AND MECHANICAL STRENGTH OF NICKEL NANOWIRES USING TIGHT BINDING POTENTIAL

Aish M.M.^{1,2}, Starostenkov M.D.²

¹*Physics department, Faculty of science, Menoufia university, Egypt,*

²*I.I. Polzunov Altai State Technical University, Barnaul, Russia*

mohamedeash2@yahoo.com

The mechanical properties of Nickel nanowires have been studied at different temperatures using molecular dynamics simulations. Molecular Dynamics (MD) simulations have been carried out on pure Nickel (Ni) crystal with face-centered cubic (FCC) lattice upon application of uniaxial tension at nanolevel with a speed of 20 m/s. The deformation corresponds to the direction $\langle 001 \rangle$. To the calculated block of crystal - free boundary conditions are applied in the directions $\langle 100 \rangle$, $\langle 010 \rangle$. A many-body interatomic potential for Ni within the second-moment approximation of the tight-binding model (the Cleri and Rosato potentials) was employed to carry out three dimensional molecular dynamics simulations. MD simulation used to investigate the effect of temperature of Ni nanowire on the nature of deformation and fracture. Temperature effect on the extension property of metal nanowire is discussed in detail. The mechanical strengths and the mechanical strain of the nanowires decrease linearly with the increasing temperature. The feature of deformation energy can be divided into four regions: quasi-elastic, plastic, flow and failure. Experiments have shown that when the temperature increases the yielding stress decreases, the first stage of deformation was narrowed, and the second stage was widened. The results showed that breaking position depended on temperature. The simulation results at nanoscale play an important role on the mechanical behaviors of nanostructures.

EFFECT OF VACANCY ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF ULTRATHIN NICKEL NANOWIRES

Starostenkov M.D.¹, Aish M.M.^{1,2}

¹*I.I. Polzunov Altai State Technical University, Barnaul, Russia,*

²*Physics department, Faculty of science, Menoufia university, Egypt
mohamedeash2@yahoo.com*

Molecular Dynamics (MD) simulations have been carried out on ultrathin Nickel (Ni) crystal with face-centered cubic (FCC) lattice upon application of uniaxial tension at nanolevel with a speed of 20 m/s. the deformation corresponds to the direction $\langle 001 \rangle$. To the calculated block of crystal - free boundary conditions are applied in the directions $\langle 100 \rangle$, $\langle 010 \rangle$. Morse potential was employed to carry out three dimensional molecular dynamics simulations of ultrathin Ni nanowires (NWs) containing various vacancy defects. We performed MD simulations to study the yield mechanisms in ultrathin Ni nanowires. The coupled effects in various shapes, sizes, and locations of vacancy defects and wire cross-sectional area on the mechanical strength and structural deformation of NWs are presented. The formation energies of Vacancy defects are also evaluated. As the number of vacancies increases, the yield strength decreases. The results showed that breaking position also decreases with increasing number of vacancy.

ANALYSIS OF STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF RAILS SUBJECTED TO DIFFERENTIAL HARDENING AT DIFFERENT REGIMES

Gromov V.E.¹, Alsaraeva K.V.¹, Ivanov Yu.F.²,

Morozov K.V.¹, Konovalov S.V.¹

¹*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,*

²*High Current Electronics Institute of the SBRAS, Tomsk, Russia
gromov@physics.sibsiu.ru*

The purpose of the present paper is the analysis and classification of structure-phase states and defect substructures, being formed in the surface layer of rails subjected to differential hardening by compressed air.

The study of structure-phase states of steel was carried out by methods of transmission electron diffraction microscopy of thin foils (TEM) along two directions: along the central axis and from semicircle. The study was done in the layers located on the tread contact surface and at the distance of 2 mm and 10 mm from the tread contact surface.

The scientific novelty of the work consists in the revealing the new regularities of structure – state phases and dislocation substructure formation in high carbon rail steel. The layers located on the surface and at the distance of 2 and 10 mm from the rail head surface on the central axis and along the circumference are analyzed. The types of dislocation substructure along the cross section of rail head are established and scalar dislocation density is defined. The

scientific novelty of the work consists also in finding the dependences of interpolate distance of lamellar pearlite grains, scalar dislocation density in structural components of rail steel on the distance from the tread contact surface.

TEM analysis of structure and phase composition of rails has revealed that a polycrystal structure is being formed in the surface layer of 10 mm thick, independently of the regime of differential hardening. The polycrystal structure is presented by pearlite grains of lamellar morphology (eutectoid mixture of ferrite and cementite in which the both phases have the shape of extended plates), ferrite grains in the volume of which one can observe the cementite particles of different shapes (subsequently referred to as grains of ferrite-carbide mixture), and grains of structurally free ferrite (ferrite grains which do not contain the particles of carbide phase in the volume).

The quantitative analysis has been performed and the main parameters characterizing the state of steel structure have been revealed. It has been shown that structure being formed has clearly marked gradient character: state of surface layer (10 mm thick layer) of rail steel under study depends on not only hardening regime but also the direction of study (along the central axis or from semicircle) and depth of location (0 mm, 2 mm, 10 mm) of layer under study.

It show that differential hardening of rails by compressed air at different regimes is accompanied by formation of morphologically different structure, being formed according to the diffusion mechanism of $\gamma \leftrightarrow \alpha$ transformation and consisting of grains of lamellar pearlite, free ferrite and grains of ferrite-carbide mixture.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ МНОГОЭЛЕМЕНТНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМ Ti-C-Ni-Cr И Ti-C-Ni-Cr-Al-Si

Андреев А.В.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Коротаев А.Д.¹, Борисов Д.П.¹

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
alexardas@mail.ru

Методом совмещенного с ионным облучением магнетронного напыления на вакуумно-плазменном технологическом комплексе «Легенда» с использованием многоэлементных катодов были получены нанокompозитные покрытия Ti-C-Ni-Cr и Ti-C-Ni-Cr-Al-Si на основе аморфного углерода.

Методами рентгеноструктурного анализа (РСА), растровой (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), измерения микротвердости, коэффициента трения и износа изучены особенности фазово-структурного состояния, прочностные и трибологические свойства полученных многоэлементных покрытий.

Исследования поперечных сечений образцов, проведенные методами РЭМ, показали формирование плотного однородного покрытия, толщиной 2,8 мкм. Для покрытия характерно равномерное распределение по всей

поверхности образца и отсутствие столбчатой структуры. Расслоения между покрытием и подложкой не наблюдается, что косвенно подтверждает высокие адгезионные свойства покрытия.

Методом РСА обнаружено наличие в полученных покрытиях аморфной фазы с объемным содержанием до 75% и нанокристаллических фаз TiC (ОКР ~ 8 нм) и NiCr (ОКР ~ 11 нм), а также отсутствием текстуры.

Электронно-микроскопический фазовый анализ нанокompозитных покрытий подтверждает наличие нанокристаллических и аморфной фаз. Полученные покрытия Ti-C-Ni-Cr состоят из равноосных нанокристаллов TiC размерами от 1 до 10 нм с преобладающими размерами $d \approx 2-4$ нм, а также относительно крупных частиц NiCr (хром в твердом растворе) размерами до 30 нм, распределенных в аморфной углеродной матрице. В отличие от покрытия системы Ti-C-Ni-Cr в покрытии Ti-C-Ni-Cr-Al-Si наблюдаются конгломераты частиц NiCr. Размеры отдельных частиц – десятки нм, размеры сросшихся конгломератов могут достигать сотен нм. Частиц на основе Al и Si не обнаружено. Предполагается, что указанные элементы находятся в твердом растворе аморфной углеродной матрицы.

Исследования механических характеристик полученных покрытий показывают, что покрытия имеют твердость 11-14 ГПа, кратно превышающую твердость (около 2 ГПа) субструктурно упрочненных сплавов на основе титана и коэффициент трения ниже 0,2 при его значениях для титана (0,5-0,6).

Обсуждаются перспективы применения полученных многоэлементных покрытий на основе аморфного углерода в качестве защитных покрытий, снижающих коэффициент трения и повышающих прочность изделий из титана.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ, ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Астафурова Е.Г.¹, Майер Г.Г.¹, Тукеева М.С.¹, Мельников Е.В.¹,
Найденкин Е.В.¹, Добаткин С.В.², Одесский П.Д.³, Рааб Г.И.⁴,
Кошовкина В.С.⁵, Хомякова Г.В.⁶

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

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

³ЦНИИ строительных конструкций, Москва, Россия,

⁴Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия,

⁵Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

⁶Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
astafe@ispms.tsc.ru

Изучали особенности ультрамелкозернистых состояний, формируемых при кручении под квазигидростатическим давлением (КГД) и равноканальном угловом прессовании (РКУП) низкоуглеродистых

сталей 10Г2ФТ (Fe-1,1Mn-0,1Cr-0,1Ni-0,1Al-0,2Si-0,1P-0,1Ti-0,1V-0,1C, мас. %) и 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C) после различных термических обработок: сталь 10Г2ФТ в исходном состоянии после нормализации 30 мин при 950°C и заковки от 950 и 1180°C (выдержка 30 мин) в воду; сталь 06МБФ – после заковки от 920°C (выдержка 30 мин) в воду и отпуска при 670°C (выдержка 1ч); после нормализации (920°C, 30 мин.) и заковки от 920°C (30 мин) в воду. Образцы деформировали кручением при температуре 20°C под давлением 4–6 ГПа на пять оборотов. Обработку методом РКУП проводили по режиму В_С на 4–6 проходов при T=200–400°C (угол сопряжения каналов составлял 120°). Получены экспериментальные данные о параметрах микроструктуры, прочностных свойствах и термической стабильности ультрамелкозернистой структуры в дисперсно-упрочненных низкоуглеродистых сталях в зависимости от их исходного структурно-фазового состояния, предшествующего интенсивной пластической деформации (ИПД) (феррито-перлит, феррито-бейнит, феррит (сорбит), мартенсит самоотпуска различной дисперсности).

Обработка методом КГД сталей 10Г2ФТ и 06МБФ позволяет сформировать в них ультрамелкозернистую (нанокристаллическую) структуру с границами общего типа и размерами структурных элементов $d \leq 100$ нм. Методом РКУП в сталях сформированы субмикрокристаллические состояния с размером структурных элементов ≈ 300 нм и карбидами различной морфологии. Электроннограммы для полученных в данной работе низкоуглеродистых сталей после ИПД носят квазикольцевой характер. Величина микроискажений кристаллической решетки ($\Delta d/d$) после ИПД достигает $\sim 10^{-3}$, а ОКР составляют 10–50 нм. Это подтверждает усиление степени неравновесности структуры после ИПД в сравнении с исходным состоянием. При РКУП наблюдали повышение микротвердости сталей до 3,1–3,9 ГПа, а при кручении – до 6,4–8,6 ГПа в зависимости от исходной термической обработки до ИПД.

Величина параметра решетки как до, так и после ИПД близка к параметру решетки чистого ОЦК-железа (0,2866 нм). Это свидетельствует в пользу того, что атомы углерода находятся преимущественно в карбидах. Методами электронной микроскопии в структуре сталей после ИПД обнаружено множество мелких карбидов, которые имеют, как правило, сферическую форму и средний размер < 15 нм. Различия в значениях микротвердости исследуемых сталей после ИПД вызваны отличиями в величинах среднего размера элементов структуры, уровне внутренних напряжений, размере и распределении карбидов в объеме материалов.

Сформированная в сталях при ИПД структура обладает термической стабильностью до 400–500°C. Стабильность ультрамелкозернистой структуры в стали 06МБФ оказывается выше, чем в стали 10Г2ФТ, что обусловлено различиями в морфологии исследуемых сталей, уровне внутренних напряжений, объемной доли, размере и расположении

карбидов, а также присутствием молибдена в составе стали 06МБФ. Установлена различная кинетика роста зерна сталей при близком размере элементов структуры после РКУП, которая связана с исходно разным уровнем внутренних напряжений, плотности дислокаций и различной морфологией карбидов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг. (Ш.23.2.2.).

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЛИНЫ ДИСЛОКАЦИОННОГО ДИПОЛЯ НА ОБЛАСТЬ УСТОЙЧИВОСТИ ПЛОСКОГО ЛИСТА ГРАФЕНА

Ахунова А.Х., Баймова Ю.А., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

akhunova.a.a@gmail.com, julia.a.baimova@gmail.com, dmitriev.sergey.v@gmail.com

Графен представляет собой двумерный кристаллический материал в виде моноатомного слоя углерода, где каждый атом связан валентной связью с тремя соседями. В последние десятилетия данный материал вызывает значительный интерес ученых благодаря своим уникальным физическим, механическим и электронным свойствам [1].

В двумерных материалах, каким является графен, свойства могут сильно зависеть от структурных несовершенств. Края графеновых нанолент и точечные дефекты, такие как вакансии, активно исследовались в течение последних десятилетий [2], также было показано, что топологические дефекты (дислокации, дисклинации и дислокационные диполи) вносят нелинейное разупорядочение в кристаллическую решетку и оказывают влияние на прочность графена [3]. Несмотря на множество экспериментальных исследований, такие дефекты в графене до сих пор исследованы очень слабо. Одним из самых распространенных дефектов в графене является дефект Стоуна-Троуэра-Уоллеса, который получается простым поворотом связи между соседними атомами углерода на 90 градусов и представляет собой пару дефектов 5-7 (рис. 1а). Поскольку пара дефектов 5-7 является дислокацией, то такой дефект может рассматриваться как дислокационный диполь с нулевым плечом. В соответствии с вышесказанным возникает задача исследования влияния на прочность бесконечного листа графена дислокационных диполей с различной длиной плеча.

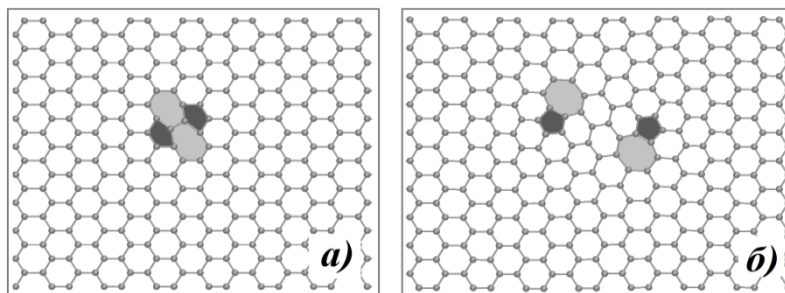


Рис.1. Дислокационные диполи с нулевым (а) и ненулевым (б) плечом

В данной работе методом молекулярной динамики, с использованием стандартного пакета программ LAMMPS и потенциала AIREBO, изучается влияние длины плеча дислокационного диполя на область устойчивости графена при нулевой и конечной температурах.

Литература:

1. Novoselov K S, Geim A K, Morozov S V, Jiang D, Zhang Y, Dubonos S V, Grigorieva I V and Firsov A A 2004 Electric field effect in atomically thin carbon films Science 306 666.
2. A.H. Castro N., F. Guinea, N.M.R. Peres, K.S. Novoselov, A.K. Geim, Rev. Mod. Phys. 81, 109 2009.
3. Baimova J.A., Liu B., Dmitriev S.V., Zhou K., Nazarov A.A. EPL, 2013, v. 103, 46001

ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СМЯТОГО ГРАФЕНА ОТ СВОЙСТВ ЕГО СТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Баимова Ю.А., Дмитриев С.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
julia.a.baimova@gmail.com*

Исследование объемных углеродных материалов, таких как смятый графен, состоящий из отдельных хлопьев графена, клубки углеродных нанотрубок, фуллериты со структурными элементами различной конфигурации и т.д., открывает широкие перспективы применения полиморфов углерода для создания новых наноразмерных структур [1]. Изучение такого класса объемных наноматериалов в настоящее время представляет значительный интерес, поскольку они обладают экстремально большой площадью поверхности, высокими свойствами проводимости и легко могут быть получены с помощью химического синтеза. Преобразование графена и создание новых наноматериалов на его основе может привести к получению новых уникальных свойств, и открывает перспективы их применения в различных областях науки и техники [2]. Большой интерес для материаловедов представляют механические свойства объемных углеродных наноматериалов и влияние на них таких факторов, как дефекты кристаллической структуры, температура, конфигурация и свойства структурных элементов.

Из литературы известно, что графен может образовывать устойчивые корругированные конфигурации, что объясняется действием слабых сил Ван дер Вальса, как между отдельными хлопьями графена, так и между частями одного листа [3]. Как экспериментально, так и теоретически, было показано, что одиночные листы и хлопья графена могут быть легко деформированы, с образованием складок и морщин, что будет оказывать значительное влияние на свойства материала. Объемный материал, структура которого представляет собой совокупность отдельных хлопьев графена, содержащих дефекты, складки и другие несовершенства

структуры получил название смятого графена. Многие свойства такого материала будут задаваться как методом его получения, так и особенностями составляющих его структурных элементов.

Целью данной работы было изучение влияния различных параметров структурных элементов объемного смятого графена на его механические свойства. В частности, исследовано смятие отдельных листов графена и влияние сил Ван дер Ваальса на корrugирование и образование складок в структуре. Одним из основных факторов, влияющих на свойства рассмотренного материала, является гидростатическая и одноосная деформация. Исследование проводилось методом молекулярной динамики с использованием стандартного пакета программ LAMMPS с адаптированным эмпирическим потенциалом межмолекулярного взаимодействия AIREBO.

Литература:

1. Baimova J.A., Liu B., Dmitriev S.V., Zhou K. *physica status solidi (rrl)*. **8 (4)**, (2014) 336.
2. Liu F., Song S., Xue D., Zhang H. *Adv. Mater.* **24** (2012) 1089.
3. Baimova J.A., Dmitriev S.V., Zhou K. *phys. status solidi (b)*. **249 (7)**, (2012) 1393.

СИНТЕЗ НИЗКОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР АЮОН В ФОРМЕ ЦВЕТКА

Бакина О.В.¹, Глазкова Е.А.¹, Сваровская Н.В.^{1,2}, Ложкомоев А.С.¹,
Хоробрая Е.Г.¹

¹*Институт физики прочности и материаловедения СОРАН, Томск, Россия,*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
aov862@sibmail.com*

Продукты взаимодействия с водой электровзрывных нанопорошков алюминия обладают новой объемной структурой в виде цветка, стабильной при температурах до 900 °С, открытой системой пор и высокой удельной поверхностью. Для создания новых материалов перспективным является применение в качестве прекурсоров биметаллических наночастиц Al/Cu, Al/Zn и Al/Fe, которые содержат металлы с различными функциональными свойствами на уровне одной частицы. В связи с этим детальное изучение закономерностей формирования объемных пористых материалов при взаимодействии с водой биметаллических наночастиц Al/Cu, Al/Zn и Al/Fe и исследование комплекса физико-химических свойств прекурсоров и продуктов превращения, безусловно, вызывает интерес.

Нанопорошки биметаллических частиц Al/Cu, Al/Zn и Al/Fe получали методом совместного электрического взрыва алюминиевой и медной (цинковой или железной) проволок в атмосфере аргона при соотношении металлов в скрутке 50:50. В зависимости от природы использованных

металлов, их соотношения и условий взрыва возможно получение наночастиц сложного состава, включающих несколько фаз, разделенных межфазными границами. В условиях электрического взрыва формируются сплавы, твердых растворы и интерметаллиды.

Исследованные биметаллические наночастицы обладают сферической формой, удельной поверхностью 8-12 м²/г, средним размером частиц 80-120 нм. Поверхность частиц покрыта тонкой оксидной пленкой. По данным рентгенофазового анализа наночастицы Al/Cu содержат фазы Cu, Al и интерметаллидов AlCu₂, Cu₄Al, Al₉Cu. Несмешивающиеся металлы Al и Zn в условиях электрического взрыва образуют фазы Al и Zn в пределах одной частицы. Наночастицы Al/Fe представлены фазами Al, AlFe, AlFe₃ и AlFe_{тв.р-р}.

Нанопорошки химически активны и взаимодействуют с водой уже при 60 °С, как и электровзрывной нанопорошок металлического алюминия. Реакция является экзотермической, сопровождается выделением водорода и изменением pH реакционной среды. В результате превращения биметаллических нанопорошков образуются объемные пористые частицы различной морфологии.

При окислении водой нанопорошка Al/Cu образуются композитные пористые частицы в форме цветков размером менее 1,0 мкм, характеризующиеся величиной удельной поверхности 130 м²/г. Согласно проведенным исследованиям, внутри композитных частиц определяются структурно неоднородные электронно-плотные сферические включения непрореагировавшей металлической меди и интерметаллидов, как и в исходных нанопорошках, окруженные нанолепестками плохоокристаллизованного псевдобемита. Нанолепестки AlOOH шириной 100-300 нм и толщиной 5-7 нм аналогичны по размеру и форме продуктам окисления в тех же условиях электровзрывных нанопорошков Al.

Продукты превращения наночастиц Al/Zn представлены сферическими агломератами нанолепестков псевдобемита и гексагональными пластинками оксида цинка. Удельная поверхность образцов составляет 229 м²/г. Изучение фазового состава показало наличие фаз Al₂O₃, AlOOH, ZnO.

Продукты превращения Al/Fe представлены нанолепестковым псевдобемитом в виде сферических пористых агломератов размером 0,5–1,0 мкм, окруженных пластинчатыми структурами, обогащенными оксидами железа. По данным рентгенофазового анализа синтезированные пористые структуры представлены также фазами Fe₃O₄, интерметаллидами и твердыми растворами с различным соотношением Al и Fe, которые не реагируют с водой в условиях эксперимента.

Таким образом, электровзрывные биметаллические частицы вступают в реакцию с водой в мягких условиях с образованием иерархически организованных объемных пористых структур в виде цветков с высокой удельной поверхностью.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН III.23.2 (2013-2016 гг.) и Гранта РФФИ 14-08-31363.

Авторы выражают благодарность сотрудникам ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН к.т.н. Круковскому К.В. и к.т.н. Миллеру А.А. за проведение электронно-микроскопических исследований.

INITIAL OXIDATION OF TiAl: AN AB-INITIO INVESTIGATION

Bakulin A.V.^{1,2}, Kulkova S.E.^{1,2}, Hu Q.M.³, Rui Yang³

¹*Institute of Strength Physics and Material Science SB RAS, Tomsk, Russia,*

²*National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia,*

³*Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, China*

Ti-Al alloys are promising candidates for high temperature structural applications due to their mechanical properties at elevated temperatures. The main drawback of these alloys is their low oxidation resistance at high temperatures that hinders their wide range practical applications. This is due to formation of mixed oxide layers because both Ti and Al form easily oxides. Since the understanding of the oxide growth mechanism is of great importance for improving the corrosion resistance of TiAl, the investigations of oxygen behavior on the alloy surface are needed. Investigations of oxygen adsorption have been performed on γ -TiAl(111) surface [1,2], however, less attention was paid to that on (001) and (100) surfaces.

In this work we present ab-initio investigation of oxygen adsorption up to two monolayer coverage on both TiAl (001) and (100) surfaces to illustrate the initial oxidation stage. The calculations were performed by using the pseudopotential method within the generalized gradient approximation for the exchange correlation functional. In order to simulate TiAl (001) and (100) surfaces, an eleven layer slab model was used. The metal slab layers were separated by a vacuum region of ~ 15 Å. The Monkhorst-Pack k-points grid of $11 \times 11 \times 1$ was adopted for the integration over the Brillouin zone. The energy cut off for the plane waves was set as 400 eV. The total energies were converged up to 10^{-4} eV in the surface calculations.

The calculation of the surface energies showed that the TiAl (100) surface is the most stable in the Ti-rich condition whereas the Al-terminated (001) is the most stable in the Al-rich limit. It was found that O prefers to be adsorbed in the bridge site on the Al-terminated (001) surface whereas the position above Al subsurface atom is found more favored for the O adsorption on the stoichiometric TiAl (100) surface. The change of structural and electronic characteristics upon O adsorption up to two monolayer coverage is discussed. The calculated densities of states showed that the states near the Fermi level split and a band gap forms with increase of oxygen coverage. The oxidation of Ti rather than Al was observed from our electronic structure calculations. The diffusion barriers for the O atom within surface layers and into bulk were calculated. It was shown that diffusion

within surface layers is more preferable for all considered pathways. The diffusion barrier of 0.68 eV from surface to subsurface region was found in case of the Al-terminated TiAl (001) surface. The energy barrier increases significantly near the Ti-rich sites because oxygen prefers the Ti-rich environments. The calculated results indicate that the diffusion through tetrahedral and octahedral sites is the possible mechanism for oxygen in case of the Al-terminated TiAl(001). In case of stoichiometric TiAl (100) surface the optimum diffusion pathway is through tetrahedral sites.

The authors acknowledge the financial support from RFBR (project 14-02-91150_a_NSFC) and NSFC (N 513111054) for the Chinese-Russian Co-operation.

References:

1. H. Li, S. Wang, H. Ye. J. Mater. Sci. – 2009. –V. 25. – P. 569.
2. S.Y. Liu, J.X. Shang, F.H. Wang, Y. Zhang. Phys. Rev. B. – 2009. – V. 79. – P. 075419.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Al-Cr-Si-Ti-Cu-N В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМОВ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО СИНТЕЗА

Березовская В.Р.¹, Дитенберг И.А.^{2,3}, Коротаев А.Д.^{1,2,3},
Денисов К.И.^{1,2,3}, Пинжин Ю.П.^{1,2}, Борисов Д.П.^{1,3}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Сибирский физико-технический институт им. В. Д. Кузнецова, Томск, Россия
*aphrodita99@mail.ru, ditenberg_i@mail.ru, korotaev@phys.tsu.ru, denisov_ki@mail.ru,
pinzhin@phys.tsu.ru, boregin@mail.ru*

В рамках концепции создания многокомпонентных нанокompозитных покрытий, предполагающей одновременное зарождение островков различных взаимнонерастворимых или малорастворимых фаз при самоорганизации микроструктуры в процессе синтеза, разработаны и получены покрытия системы Al-Cr-Si-Ti-Cu-N. С применением методов рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведено комплексное исследование влияния режимов ионно-плазменного синтеза на особенности микроструктуры, микротвердость, элементный и фазовый состав изучаемых покрытий. Обсуждаются пути оптимизации режимов получения многокомпонентных нанокompозитных покрытий указанной выше системы.

Данная работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-02-9802 р_сибирь_a. Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

КИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЯ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПОРОШКОВ ЦЕОЛИТОВ ПОСЛЕ ОТЖИГА

Бузимов А.Ю., Кульков С.Н.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
buzimov92@gmail.com*

Известно, что керамические материалы являются объектами для интенсивных исследований из-за их уникальных свойств. Возможность синтеза сложных оксидов, таких как «искусственных цеолитов» является перспективным для применений во многих областях, как медицина, химия, биология и материаловедение. Особенно важное значение имеет удельная поверхность, которая определяет свойства цеолитов и её изменение при воздействии различных факторов: температура отжига, время нахождения в естественных условиях, механическая активация с целью получения новых видов цеолитов с заданными физико-химическими свойствами.

В работе изучены цеолиты промышленных марок SAPO-34 и SCT, изменение их свойств после отжига при температуре 300 °С с изотермической выдержкой 1 ч. Методом БЭТ определена удельная поверхность порошков при выдержке в нормальных условиях в течение 1000 часов.

Показано, что в течение первых 100 часов выдержки происходит резкое уменьшение удельной поверхности (для SAPO-34 с 634 до 508, для SCT с 692 до 517 м²/г), а затем она практически не изменяется.

Рентгенографически обнаружено, что в цеолитах присутствует аморфная фаза, содержание которой при выдержке в нормальных условиях увеличивается для SAPO-34 с 83-88%, а для SCT с 85-89%.

Показано, что удельная поверхность уменьшается с ростом содержания аморфной фазы в порошке.

ВЛИЯНИЕ MgO НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КЕРАМИКИ ZrO₂(MgO)

Буяков А.С., Кульков С.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
alesbuyakov@gmail.com, kulkov@ms.tsc.ru*

Исследования по созданию и разработке керамических материалов представляют собой большой интерес во многих сферах науки и производства. Они применяются в таких областях, как космическая промышленность, электро- и радиотехника, и даже в качестве бронирующих материалов. Особую роль керамика играет в медицине, в частности ортоимплантологии, где остро стоит проблема костной интеграции имплантата, которая не возможна без достаточной пористости.

В работе изучена керамика на основе смесей мелкодисперсных порошков стабилизированного магнием диоксида циркония и оксида магния в различных пропорциях, от чистого ZrO₂(MgO), до чистого MgO.

Определены изменения структурно-фазового состояния в зависимости от количества дополнительно введенного MgO и температуры спекания.

Исследования проводились над образцами цилиндрической формы, диаметром 11 мм и высотой 10-13 мм. После формования методом холодного прессования образцы подверглись спеканию при температурах от 1200°С до 1650°С с шагом в 100°С и выдержкой в течение одного часа. Измерения геометрических размеров и объема до, и после спекания, позволили определить объемную усадку и объем порового пространства. Так же был проведен рентгеноструктурный анализ и изучены механические свойства.

Наибольшую пористость и наименьшую объемную усадку имеет состав, спеченный при 1200°С с 50% содержанием MgO, где объем порового пространства достигает порядка 70%. Рентгеноструктурный анализ выявил рост доли и интенсивности моноклинной фазы по мере снижения температуры спекания.

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК НАНОРАЗМЕРНОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЕНОСТЕКЛЬНОГО МАТЕРИАЛА

Вотинов А.В.¹, Семухин Б.С.^{1,2}

¹*Томский Государственный архитектурно-строительный университет, Россия,*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
chillerus@gmail.com, bss@ispms.tsc.ru*

В быстроразвивающемся современном мире с увеличением значимости техносферы в повседневной жизни человека, уровень и число источников шумового потока непрерывно растет, что делает проблему звукоизоляции помещений все более актуальной. Проблема защиты отдельных конструкций здания от шума решается при помощи звукоизоляционных материалов. Исследования в области звукоизоляционных материалов направлены на разработку высокоэффективного материала, выполняющего две основополагающие функции: предотвращение колебания звуковой волной преграды, а также поглощение и рассеивание звуковых волн. Наиболее распространенной группой являются легкие, вспененные материалы на основе полиуретана, полиэтилена и др., существенным недостатком которых является горючесть, пожароопасность и низкой изоляцией воздушного шума. Поэтому вопрос разработки современных полифункциональных шумоизоляционных материалов и модификация существующих является своевременным как в научном плане, так и в практическом.

Известно, что в качестве звукоизоляционного материала можно использовать пеностекло, обладающие рядом существенно значимых свойств для изолятора: негорючесть, долговечность и экологическая безопасность, относительная простота в механической обработке, низкое водопоглощение. Пеностекло можно считать эффективным решением проблемы звукоизоляции общественных и жилых помещений, зданий, кинотеатров, студий звукозаписи и т.п.

В настоящей статье рассмотрены вопросы влияния малых добавок диоксида циркония на акустические свойства пеностеклокристаллического материала, приготовленного по технологии, разработанной в Томском политехническом университете. Для изменения или модификации современных строительных материалов особый интерес представляют добавки наноструктурированных частиц оксидов различных элементов.

В качестве добавок был выбран диоксид циркония, образцы с добавками которого (пять образцов с добавками ZrO_2 - 0,3; 0,5; 0,7; 0,9; 1,1%) и были исследованы.

В студенческой научно исследовательской лаборатории (СНИЛ) ТГАСУ, были проведены исследования акустических свойств. В качестве метода исследования был выбран метод измерений, описанный в ГОСТ 31296.2-2006 (ИСО 1996-2:2007), согласно которой микрофон установлен вблизи звукоотражающей поверхности. Микрофон устанавливают в месте, где звуковое поле не подвержено влиянию многократных отражений звука от выступающих поверхностей. С помощью шумомера измеряют эквивалентный уровень звукового давления. Для частотного анализа шума, измеряют уровни звукового давления с помощью октавных фильтров в полосах со среднегеометрическими частотами: 16, 31,5; 63; 125; 250; 500; 1000; 2000; 4000 и 8000 Гц.

Измерения осуществляли с помощью прибора – Шумомер ОКТАВА-101 АМ, предназначенного для измерений звука, воздействующего на человека на производстве, в транспорте, в жилых и общественных зданиях.



Источником звука служили широкополосные акустические колонки типа GENIUS SP-E200 с частотным диапазоном 10-20000 Гц. В качестве лабораторного генератора сигнала применяли звуковую карту компьютера. Для моделирования сигналов использовали компьютерную программу генератора звуковых частот с разными формами выходного сигнала: генератор синусоиды, генератор белого шума, генератор прямоугольных импульсов, генератор треугольных импульсов, генератор пилообразного напряжения или генератор пилы. Частота полезного выходного сигнала может быть плавно изменена от 1 Гц до 20000 Гц с дискретностью 1 Гц и 10 Гц. Цифровой генератор звуковой частоты даёт возможность плавной регулировки уровня амплитуды сигнала практически от 0 до 100 мВ.

Установлено что, добавки ZrO_2 0,3-0,5% значительно (20-30%) понижают коэффициент прохождения в диапазонах 31,5-250 Гц и 1000-8000 Гц. Диоксид циркония, используемый, в исследованиях имел форму открытых полусфер с диаметром не более 30 нм. Такая форма и размеры внедренных частиц, по-видимому, меняет структуру межпоровых перегородок и структуру поверхности пор. Изменение суммарной удельной поверхности пор может привести к сильному затуханию акустических волн или поглощению.

СТРУКТУРНАЯ И ОПТИЧЕСКАЯ ОДНОРОДНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ $LiNbO_3:Zn$ (0.03÷4.5 мол. %)

Сидоров Н.В., Теплякова Н.А., Габаин А.А.,

Яничев А.А., Палатников М.Н.

*Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья
им. И. В. Тананаева Кольского научного центра РАН, Апатиты, Россия
fleischermed@gmail.com*

Нелинейно-оптический кристалл ниобата лития ($LiNbO_3$), обладающий низким эффектом фоторефракции, перспективен в качестве материала для преобразователей частоты, электрооптических модуляторов и затворов. Существенно понизить фоторефрактивный эффект в монокристаллах $LiNbO_3$ конгруэнтного состава ($R=Li/Nb=0.946$) можно путем легирования “нефоторефрактивными” катионами Zn^{2+} , Mg^{2+} , Gd^{3+} и др. При этом наибольшее уменьшение фоторефракции (на два порядка) достигается при высоких концентрациях легирующих «нефоторефрактивных» катионов, когда они практически полностью вытесняют антиструктурные дефекты Nb_{Li} (избыточные катионы Nb^{5+} , находящиеся в положении катионов Li^+), являющиеся наиболее глубокими ловушками электронов и, в значительной степени, ответственными за эффект фоторефракции. В частности, катионы Zn^{2+} полностью вытесняют антиструктурные дефекты Nb_{Li} при концентрациях (порогах) выше 7.5 мол. %, а катионы Mg^{2+} - при концентрациях выше 5.5 мол. %. При концентрациях Zn^{2+} и Mg^{2+} выше пороговых значений эффект фоторефракции в кристалле практически не изменяется. Однако легирование, особенно при высоких концентрациях, близких к пороговым значениям, наряду с уменьшением фоторефракции, может привести к деформации кислородных октаэдров O_6 , к высокой структурной и оптической неоднородности монокристаллов $LiNbO_3$, к появлению в них микрообластей, кластеров и других пространственных дефектов, существенно ухудшающих качество оптических материалов. В этой связи важной задачей при выращивании монокристалла с заданными характеристиками является подбор оптимальных концентраций легирующих элементов. В связи с чем важны исследования связи тонких особенностей структуры, структурной и оптической однородности монокристаллов $LiNbO_3$ и эффекта фоторефракции в них в зависимости от концентрации легирующих катионов.

В данной работе методами фотоиндуцированного (фоторефрактивно-го) рассеяния света, лазерной коноскопии и спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) впервые исследована структурная и оптическая однородность серии кристаллов LiNbO_3 , легированных катионами Zn^{2+} , в широком диапазоне концентраций $0.03 \div 4.5$ мол. %.

Обнаружено, что эффект фоторефракции немонотонно зависит от концентрации катионов Zn^{2+} в кристалле. При концентрациях Zn^{2+} 0.03; 0.94; 1.12 и 1.59 мол. % в кристалле обнаружено увеличение фоторефракции, а при концентрациях 0.05 и 4.5 мол. % - существенное уменьшение фоторефракции по сравнению с номинально чистым конгруэнтным кристаллом. При этом эффект фоторефракции снижается уже начиная с концентрации Zn^{2+} в 1.59 мол. % и практически отсутствует при концентрации Zn^{2+} в 4.5 мол. %. В области концентраций $\text{Zn}^{2+} \sim 0.05 \div 0.94$ мол.% по спектрам КРС обнаружена область повышенного упорядочения структуры, когда в катионной подрешетке повышен порядок чередования основных, примесных катионов и вакансий вдоль полярной оси. При этом на коноскопических картинах кристаллов зафиксировано появление аномальной оптической двуосности, особенно заметное при мощности лазерного излучения в 90 мВт. Уменьшение эффекта фоторефракции объяснено упорядочением структуры кристалла при уменьшении количества дефектов с локализованными электронами, вследствие вытеснения катионами Zn^{2+} антиструктурных дефектов Nb_{Li} и $\text{Li}\square$, а также образованием уровней «прилипания» вблизи дна зоны проводимости и излучательной рекомбинацией фотоэлектронов, индуцируемых лазерным излучением.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ на поддержку ведущих научных школ НШ-487.2014.3 и гранта РФФИ 12-03-00515-а.

ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Nb, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ С ВЫСОКОЙ ПРОНИКАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТЬЮ

Глухов И.А.¹, Химич М.А.², Шаркеев Ю.П.^{1,3}, Голковский М.Г.⁴,
Батаев В.А.⁵, Фортуна С.В.¹, Ерошенко А.Ю.¹

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

⁴Институт ядерной физики им. Будкера, Новосибирск, Россия,

⁵Новосибирский государственный технический университет, Россия

gia@ispms.tsc.ru

В настоящее время в области медицинского материаловедения перспективным направлением является применение биосовместимых титановых сплавов с низким модулем упругости, в частности, сплавов системы Ti-Nb. Легирование титана ниобием при определенных

концентрациях позволяет уменьшить модуль упругости до 55 ГПа, что сопоставимо с модулем упругости костной ткани [1,2]. Известен ряд методов получения титан-ниобиевых сплавов. Это разновидности электродуговой плавки в металлургических печах, методы порошковой металлургии, к которым можно отнести компактирование и спекание порошков, а также электронно-лучевая плавка. Формирование титан-ниобиевых сплавов в виде наплавленных слоев возможно осуществить также методом электроннолучевой наплавки на металлическую основу из порошков титана и ниобия.

В работе рассмотрен высокоэнергетический метод порошковой металлургии позволяющий формировать на поверхности подложки градиентные по составу слои системы Ti-Nb [3]. В качестве источника энергии использовали выпущенный в атмосферу электронный пучок с энергией электронов 1,4 МэВ [3]. Пучок позволяет пронизывать достаточно толстые слои материала. Для получения наплавленных слоев толщиной до 3 мм и более на титановой подложке применяли многократную наплавку. Исследовали образцы титана после 1-й, 2-х, 3-х, 4-х и 5-ти последовательных наплавов. Элементный состав наплавленного слоя хорошо коррелирует с расчетными данными. Концентрация ниобия в наплавленном слое определяется составом наплавочного материала и может варьировать от единиц до десятков атомных процентов ниобия. Фазовый состав наплавленного слоя соответствует равновесной фазовой диаграмме “титан-ниобий” и определяется концентрацией ниобия. В наплавленном слое в зависимости от концентрации ниобия идентифицируются мартенситные фазы α' , α'' , ω – фаза и β – фаза. Объемная доля фаз и их морфология определяется концентрацией ниобия в титане.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований СО РАН, 2013 – 2016 гг., проект III.23.2.2.

Литература:

1. Structure property relationship of cast Ti-Nb alloys. C.M. Lee, C.P. Ju, J.H. Chern lin. Journal of Oral Rehabilitation, 2002, №29, p.p.314-322.
2. Фигурска М. Структура компактной костной ткани // Российский журнал биомеханики. 2007. Т.11. №3. С. 28–38.
3. Golkovsky M.G., Zhuravina T.V., Bataev I.A., Bataev A.A., Veselov S.V., Bataev. V.A., Prihodko E.A. Cladding of Tantalum and Niobium on Titanium by Electron Beam, Injected in Atmosphere // Advanced Materials Research.- Vols. 314-316 (2011), pp. 23-27.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ НЕУПРУГОЙ
МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат.%)
ПРИ ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ
ОТ КРУПНОЗЕРНИСТОЙ ДО МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ**

Гришков В.Н., Лотков А.И., Батулин А.А., Кашин О.А.,
Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.

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

Экспериментально изучено влияние трансформации зёрненной структуры двойного сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат.%) от крупнозернистой до микрокристаллической в процессе тёплой изотермической (723К) прокатки с истинной деформацией до $\epsilon=1.8$ на проявления сверхэластичности (в изотермических циклах «нагружение-разгрузка», τ - γ) и эффекта памяти формы, ЭПФ (при последующем нагреве разгруженных образцов), в широком диапазоне заданных деформаций кручения (вплоть до разрушения образцов). Используя принцип эквивалентности деформаций кручения и растяжения по Мизесу, показано, что кристаллографический ресурс мартенситной деформации, равный для двойного сплава с 50.8 ат.% Ni 10.7%, достигается в этих образцах при величине заданной деформации кручения от 17 до 26 % в условиях развития пластической деформации. Показано, что при более высоких заданных деформациях кручения величина обратимой неупругой деформации существенно превышает кристаллографический ресурс мартенситной деформации, а эквивалентная ей деформация «растяжения-сжатия» по Мизесу составляет от 16 до 13 % (уменьшается при переходе непосредственно в процессе прокатки (без последеформационных отжигов) от крупнозернистой к микрокристаллической структуре образцов).

Работа поддержана РФФИ (проект №13-08-90421 Укр_ф_a), проектом СО РАН III.23.2.2.

**IRRADIATION FROM NUCLEAR FERTILE MATERIAL OF NEW
GENERATION**

Shamanin I.V., Bedenko S.V., Gubaildulin I.M., Knyshev V.V.

*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia
ildar@tpu.ru*

Nowadays the increase of nuclear industry effectiveness is connected with the solution of two principle tasks. The first task is connected with the regeneration of the irradiated fuel (SNF) and its return to the nuclear cycle. The second – increase of the burn-up depth of the operating oxide fuel UO_2 as well as new types of perspective fuel compositions like $(Pu,Th)O_2$, $(U,Pu)O_2$, $UC/(U,Pu)C$, $UN/(U,Pu)N$.

All these leads to the increase of SNF volume, complication of ecological situation, nuclear and radiation hazard of existing nuclear reactors and nuclear

power installations of new generation.

The researches carried out in [1–3] showed that in the next 15–20 years there will be an increase of SNF volume accumulation by 2.5–3 times in the world. In Russia currently there is an urgent problem of SNF of uranium-graphite reactors (UGR) and other reactor installations (RI), the fuel of which is not reproduced, but is stored in at-reactor storages at nuclear power plants (NPP).

The increase of operating UO_2 burn-up depth as well as appearance of new perspective ceramic types of fuel for existing reactors and nuclear power installations (NPI) of the new generation require development of conceptually new approaches to procedures of handling such fuel, which is conditioned by safety of existing transport means and long-term storage systems.

The authors of the present work consider the methodology of handling and operational use peculiarities of dry-storage systems of SNF. It allows developing technical and regulatory requirements for handling SNF of new type NPI.

The researches performed in this work will allow to increase ecological, nuclear and radiation safety of dry storage systems and transportation of ceramic spent nuclear fuel of nuclear power installations of the new generation.

Besides, on the basis of the performed numerical calculations original schemes of loading and rearrangement of SNF in storage and transportation systems can be developed, process regulations for putting such systems out of operation, including possible disassembling and burying of separate units can be developed if necessary.

Reference:

1. Stroganov A.A., Kuryndin A.V., Anikin A.Yu. Correspondence analysis of Russian and international normative base on safety regulation at radioactive materials and spent nuclear fuel transportation // Nuclear and radiation safety. – 2011. – № 3. – pp. 23–25.

2. Bedenko S.V., Gnetkov F.V., Kadochnikov S.D. Doze characteristics of neutron fields of irradiated ceramic nuclear fuel of different types // News of High Educational Institutions. Nuclear power industry. – 2010. – № 1. – pp. 6–12.

3. Shamanin I.V., Bulanenko V.I., Bedenko S.V. Neutron radiation field of irradiated ceramic nuclear fuel of different types // News of High Educational Institutions. Nuclear power industry. – 2010. – № 2. – pp. 97–103.

4. Shamanin I.V., Bedenko S.V., Gubaydulin I.M. Optimum Ratio of Coverings Thickness to the Fuel Core Diameter of the Dispersive Nuclear Fuel // Advanced Materials Research. – 2014 – Vol. 880. – P. 219–228.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ Zr-Al-O ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ ЦИРКОНИЯ МИКРОПЛАЗМЕННЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ

Губайдулина Т.А., Кузьмин О.С., Сергеев В.П., Федорищева М.В.,
Калашников М.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
goub2002@mail.ru*

Непрерывное ужесточение условий эксплуатации деталей и узлов летательных аппаратов и стремление повысить их ресурс и надёжность, и в частности, деталей и узлов, изготавливаемых из циркониевых сплавов является одной из главных проблем в развитии авиационной и ракетно-космической техники. Использование циркониевых сплавов заключается в разработке метода модификации, формирования поверхностного слоя, уменьшающего или исключаящего стационарное и периодическое воздействие такого опасного эксплуатационного параметра, как высокая температура

Метод МПО дает возможность получить равномерное покрытие на наружной и внутренней поверхности сложнопрофилированных деталей с очень высокой адгезией за счет прорастания покрытия внутрь металла на 70%. Метод экологически чист и относительно безопасен за счет использования слабощелочных водных электролитов, легко нейтрализуемых до допустимого значения $\text{pH} = 5,5 \dots 8$.

Проведена отработка режимов и состава электролита для получения равномерных по толщине и составу поверхностных оксидных слоев на сплаве циркония Э110. Исследования проводились на образцах из циркония размером $30 \times 8 \times 3$ мм.

Микроплазменная обработка поверхности циркония производилась в алюминатно-щелочном электролите следующего состава: натрия метасиликат 3 г/дм^3 ; натрия алюминат 6 г/дм^3 ; натрия гидроксид $2,0 \text{ г/дм}^3$.

Формирование покрытий осуществлялось в импульсном микроплазменном режиме при различном времени обработки с использованием программируемого источника питания. Универсальный программируемый источник питания (ИП) разработан для питания постоянным и пульсирующим током разрядных процессов широкого класса назначения. ИП может обеспечивать стабилизацию напряжения, тока или мощности в нагрузке, с параметрами, задаваемыми по внешнему интерфейсу.

Проведена отработка режимов и состава электролита для получения равномерных по толщине и составу поверхностных оксидных слоев на цирконии Э110, содержащий 1% ниобия.

Исследовалось объёмное изменение размеров образцов полученное при оксидировании за счёт образования микропор и оксидов методом

измерения общей толщины образцов, а также общая толщина полученного оксидного слоя с помощью металлографического поперечного шлифа.

При помощи рентгеноструктурного анализа выявлено наличие на поверхности образца наличие тетрагональной и моноклинной фаз. Параметры решётки моноклинной фазы: a 5.3129, b 5.2125, c 5.1471. Параметры решётки тетрагональной фазы: a 3.64006, b 3.6400, c 5.2700.

Исследования на РЭМ показали, что после проведения МПО на покрытии наблюдается типичная для МПО - покрытий пористая структура, поверхность покрытия неоднородна, обладает значительной шероховатостью. При увеличении толщины оксидного покрытия происходит оплавление поверхностного слоя покрытия.

Исследована морфология и элементный состав оксидно-керамических покрытий, полученных на сплаве циркония Э110 микроплазменным оксидированием на сканирующем электронном микроскопе EVO 50 с приставкой для элементного анализа. Состав оксидированных образцов, ат. %:

Zr	Al	Nb	O
25,2	5,7	1,1	68,0

Показано, что микроплазменная обработка циркония на разработанном оборудовании в алюмосиликатном электролите позволяет получать оксидные керамические покрытия Zr - Al - O равномерной толщины от 50 до 150 мкм.

Литература:

1. Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. Томск: Изд-во ТПУ, 2008. 286 с.

ГРАДИЕНТНОЕ ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ФАЗЫ В2 В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Мейснер Л.Л.^{1,2}, Гудимова Е.Ю.^{1,2}, Остапенко М.Г.¹, Лотков А.И.¹

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
egu@ispms.tsc.ru

Сплавы на основе никелида титана уже на протяжении многих лет широко применяются в различных областях медицины. Однако, несмотря на высокую коррозионную стойкость данных материалов, требования к свойствам поверхности изделий, размеры которых в поперечном сечении часто не превышают 1000 мкм, очень высоки. Одним из перспективных методов модификации поверхности никелида титана с целью повышения эксплуатационных характеристик является использование электронных пучков низких энергий. Необходимо учитывать, что энергетические воздействия создают условия для образования градиента структурных

состояний и могут привести к изменению физико-механических свойств не только в поверхности, но и в объеме материала.

Цель - исследовать изменение структурных состояний фазы В2 в поверхностных слоях никелида титана после электронно-пучковых воздействий.

В работе исследовались плоские образцы из сплава $\text{Ti}_{49.5}\text{Ni}_{50.5}$, которые подвергались импульсным электронно-пучковым воздействиям с использованием источника сильнотоочных электронных пучков низкой энергии при следующих параметрах воздействия: плотность энергии в электронном пучке $E_1=15 \text{ Дж/см}^2$ и $E_2=20 \text{ Дж/см}^2$; длительность импульса $\tau=150 \text{ мкс}$, количество импульсов $N=5$. Рентгеновские исследования структурных состояний высокотемпературной фазы В2 в области воздействия электронным пучком проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия; ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, г. Томск) при комнатной температуре в Co-K_α излучении с использованием симметричных и асимметричных схем съемок.

Изменение геометрии съемок позволило обнаружить наличие смещений положения максимума линии $(110)_{\text{В2}}$ для образца TiNi после электронно-пучковой обработки в зависимости от угла скольжения α (толщины анализируемого слоя). Установлено, что данное смещение в три раза превышает инструментальную ошибку ($\Delta\theta_{\text{инст}} \approx 0.3 \text{ град.}$) и составляет $\Delta\theta_{hkl} \geq 1 \text{ град.}$ Таким образом, сдвиги линий обусловлены не только инструментальными, но и другими факторами, а именно изменением химического состава сплава в области переплава и/или остаточными внутренними напряжениями в зоне облучения и под ней. Анализ изменения формы профиля линии $(110)_{\text{В2}}$ выявил асимметрию, которая увеличивается при уменьшении угла α и при $\alpha=3 \text{ град.}$, трансформируется в дублет. Предположительно, наблюдаемый дифракционный эффект является следствием суперпозиции дифракционных картин от поверхностного однофазного слоя со структурой $\text{В2}^{\text{поверх}}$, модифицированного электронно-пучковой обработкой, и прилежащего к нему слоя, который не был расплавлен электронным пучком. Используя метод графической экстраполяции, была проведена оценка значений параметров решеток фаз В2 и $\text{В2}^{\text{поверх}}$. Значения параметра решетки фаз В2 и $\text{В2}^{\text{поверх}}$ составили: $a_{\text{В2}}=3.0159 \pm 0.0005 \text{ \AA}$, $a_{\text{В2}}=3.0119 \pm 0.0005 \text{ \AA}$ и $a_{\text{В2}}^{\text{поверх}}=3.0316 \pm 0.0005 \text{ \AA}$, $a_{\text{В2}}^{\text{поверх}}=3.0252 \pm 0.0005 \text{ \AA}$ для образцов после электронно-пучковой обработки при $E_1=15 \text{ Дж/см}^2$ и $E_2=20 \text{ Дж/см}^2$, соответственно. Известно, что увеличение концентрации титана приводит к увеличению параметра решетки $a_{\text{В2}}$ с выходом на насыщение $a_{\text{В2, max}} \approx 3.023 \text{ \AA}$. Завышенные, по сравнению с этим, значения параметров решетки фазы $\text{В2}^{\text{поверх}}$, с одной стороны, являются подтверждением того, что состав этой фазы обогащен титаном до концентраций $c_{\text{Ti}} \geq 50 \text{ ат.}\%$. С другой стороны, это показывает, что причиной увеличения $a_{\text{В2}}$ является не только изменение химического

состава фазы $B2^{\text{поверх}}$, но и наличие остаточных напряжений в поверхностной области образцов после их обработки НСЭП.

Исследования проведены в рамках проекта СО РАН № III.23.2.1 и при финансовой поддержке стипендиального фонда Президента Российской Федерации (СП-236.2012.4).

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СТРУКТУРА БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ

Данилов В.И.¹, Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Ерошенко А.Ю.¹,
Толмачев А.И.¹, Глухов И.А.¹, Шляхова Г.В.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
dvi@ispms.tsc.ru

Сплавы на основе титана, циркония и ниобия являются перспективными материалами для широкого применения в качестве материалов для медицинских имплантатов. Подавляющее большинство имплантатов изготавливают из технически чистого титана или сплава ВТ6. Однако биологически совместимый чистый титан уступает по прочности, износостойкости и стойкости к усталостным нагрузкам титановым сплавам, например, ВТ6, который в отличие от чистого титана ВТ1-0 содержит вредные для живого организма алюминий и ванадий. Проблему повышения прочностных свойств биологически совместимого чистого титана пытаются решить путем формирования по всему объему ультрамелкозернистого состояния. Аналогичная ситуация имеет место и с цирконием (сплав, например Э110). При хорошей биологической совместимости он не удовлетворяет требованиям по износостойкости и циклической долговечности. Повысить указанные характеристики для циркония также пытаются за счет формирования ультрамелкозернистого состояния. Перевод структуры в ультрамелкозернистое состояние может значительно менять деформационное поведение материала и характер его разрушения.

В работе проведено исследование особенности деформации и разрушения ультрамелкозернистых сплавов титана ВТ1-0 и циркония, легированного ниобием (сплав Э110). Для получения ультрамелкозернистого состояния в указанных сплавах применяли комбинированный метод, сочетающий абс-прессование и многоходовую прокатку при комнатной температуре и дорекристаллизационный отжиг. В результате такой двухэтапной деформационной обработки в титане и цирконии была сформирована однофазная зеренно-субзеренная структура со средним размером структурных элементов (зерен, субзерен, фрагментов), равными 0,16 мкм и 0,2 мкм соответственно. Механические характеристики исследуемых материалов в ультрамелкозернистом состоянии определяли из диаграммам одноосного растяжения. В процессе растяжения методом двухэкспозиционной спекл-фотографии

производилась регистрация полей локальных деформаций [1]. Микроструктуру материалов изучали с помощью методов электронной растровой и просвечивающей микроскопии.

Сформировавшаяся при интенсивной пластической деформации структура обеспечивает высокий уровень механических свойств. На образцах титана получены следующие значения: условный предел текучести – 450 МПа, временное сопротивление разрушению – 1100 МПа и относительное удлинение до разрыва – 10%, что соизмеримо с характеристиками таких титановых сплавов как ВТ6. Для образцов ультрамелкозернистого циркония условный предел текучести равен 365 МПа, временное сопротивление разрушению – 830 МПа и относительное удлинение до разрыва – 8,5%. Пластическая деформация обоих материалов протекает локализовано на макроскопическом уровне и имеет автоволновую природу. Общим для них является тот факт, что коллапс автоволны локализованной деформации (стадия предразрушения) развиваются в основном после потери глобальной устойчивости пластического течения. Ярче это явление выражено у ультрамелкозернистого титана, где локальная и глобальная потеря устойчивости пластического течения полностью совпадают. В циркониевом сплаве стадия предразрушения начинается до момента достижения максимального значения деформирующего напряжения. В зоне разрушения ультрамелкозернистая структура материалов не претерпевает существенных изменений.

Литература:

1. Данилов В.И., Зуев Л.Б., Болотина И.О., Загуменный А.А. Локализация макродеформации в субмикрокристаллическом титане // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т. 105. - № 6. –С. 1-7.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН; Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2013 – 2016гг., проект III.23.2.2, РФФИ (грант 14-08-00-299).

УПРОЧНЕНИЕ АЛЮМИНИЯ ЧАСТИЦАМИ ZrW_2O_8 С АНОМАЛЬНЫМИ ТЕПЛОВЫМИ СВОЙСТВАМИ

Дедова Е.С.¹, Шадрин В.С.², Кульков С.Н.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
lsdedova@yandex.ru, vshadrin91@gmail.com, kulkov@ispms.tsc.ru

Известно, что традиционные механизмы упрочнения сплавов, такие как дислокационное, зернограничное, твердорастворное и многофазное (дисперсное и дисперсионное), реализуются на микроуровнях. Однако к настоящему времени влияние теплофизических свойств (например, теплового расширения) на упрочнение матрицы изучено недостаточно.

Например, существуют материалы, обладающие отрицательным коэффициентом теплового расширения (КТР), введение которых в металл приводит к реализации упрочняющего механизма на мезоуровне, наряду с вышеперечисленными, основанного на разности коэффициентов теплового расширения исходных компонентов. Наиболее перспективным в этом отношении является вольфрамат циркония (ZrW_2O_8), обладающий изотропным отрицательным коэффициентом теплового расширения ($\alpha = -8,6 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$) в широком интервале температур. Целью настоящей работы являлось изучение влияния частиц ZrW_2O_8 на структуру и свойства алюминиевого сплава.

Изучен алюминий марки АСД 6 с содержанием 0.1, 0.5, 1, 5 и 10 вес.% ZrW_2O_8 . Образцы были изготовлены методом холодного прессования с последующим спеканием при $600 \text{ }^\circ\text{C}$. Показано, что структура полированной поверхности $\text{Al} - \text{ZrW}_2\text{O}_8$ неоднородная. С добавлением до 10 вес. % вольфрамата циркония, средний размер зерен ZrW_2O_8 менялся незначительно и не превышал 1 мкм. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что значения параметра решетки алюминия уменьшались с ростом содержания вольфрамата циркония. Такое уменьшение обусловлено действием сжимающих напряжениями вследствие разных значений коэффициентов теплового расширения исходных компонентов, а оценка уровня напряжений дала величину 260 МПа; при этом введение вольфрамата циркония привело к увеличению твердости и прочности $\text{Al} - \text{ZrW}_2\text{O}_8$. Максимальный упрочняющий эффект достигался при содержании добавки 0.5 вес. %.

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВОЛЬФРАМАТЕ ЦИРКОНИЯ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ

Дедова Е.С.¹, Шадрин В.С.², Ше В.Р.², Губанов А.И.³, Кульков С.Н.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

³*Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск Россия*

lsdedova@yandex.ru

Вольфрамат циркония – перспективный материал, имеющий изотропный отрицательный коэффициент теплового расширения (КТР), $\alpha = -8.6 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$, в температурном интервале от -273 до $770 \text{ }^\circ\text{C}$. Известно, что под действием температуры в вольфрамате циркония наблюдаются такие фазовые превращения как $\alpha \rightarrow \beta$ переход, потеря кинетической стабильности и разложение ZrW_2O_8 на составляющие оксиды с последующим повторным синтезом вольфрамата. Целью настоящей работы является детальное исследование структуры и фазового состава ZrW_2O_8 при изменении температуры.

Изучен вольфрамат циркония, полученный разложением прекурсора $\text{ZrW}_2\text{O}_7(\text{OH}_{1.5}\text{Cl}_{0.5}) \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, синтезированного гидротермальным методом. Показано, что оптимальный тепловой режим для получения монофазного

порошка ZrW_2O_8 – отжиг при 570 °С в течение 1 часа на воздухе. Вольфрамат циркония состоит из единичных или сросшихся вытянутых частиц, имеющих собственную блочную структуру, $\langle d_{\text{блок}} \rangle = 20 - 50$ нм. Средний поперечный размер вытянутых частиц меняется от 30 до 700 нм, средний продольный размер от 0.5 до 5 мкм. Рентгенофазовый анализ показал, что при комнатной температуре структура кубического вольфрамата циркония представлена низкотемпературной (α) модификацией, которая переходит в высокотемпературную (β) выше 200 °С. Данный переход сопровождается изменением параметра решетки и коэффициентов теплового расширения, которые составили $-9.6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ для $\alpha - ZrW_2O_8$ и $-3.8 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ для $\beta - ZrW_2O_8$. Установлено, что вольфрамат циркония остается стабильным от 25 до 540 °С, а дальнейший рост температуры сопровождается изменением структуры ZrW_2O_8 , вызванным появлением зародышей фаз WO_3 и ZrO_2 , что является предшественником процесса разложения ZrW_2O_8 , который завершается при 825 °С. Рентгеноструктурный анализ показал, что прекурсор, находящийся в кристаллическом состоянии при комнатной температуре, превращается в ZrW_2O_8 через рентгеноаморфное состояние, что можно интерпретировать как мезо - нано превращения.

**ОСОБЕННОСТИ НАНОЛАМИНАТНЫХ СТРУКТУРНЫХ
СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТАХ,
ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННОЙ
ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ**

Денисов К.И.^{1,2,3}, Дитенберг И.А.^{1,3}, Тюменцев А.Н.^{1,2,3}, Корчагин М.А.⁴,
Корзников А.В.⁵

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,

⁴Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия,

⁵Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

denisov_ki@mail.ru, ditenberg_i@mail.ru, tyuments@phys.tsu.ru, korchag@solid.nsk.su

Проведено комплексное исследование особенностей микроструктуры и уровня прочностных свойств механокомпозиов на основе систем Nb-Al, Cu-Al, Ni-Al после механической активации смесей чистых порошков в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице и последующего компактирования методом кручения под давлением на наковальнях Бриджмена. Исследования проведены методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии, контроль механических свойств осуществлялся путем измерения микротвердости прекурсоров и полученных компактов.

Установлено, что после 1-2 минут механоактивации исходные порошинки спрессовываются в пластинчатые конгломераты смешанного фазового состава с размерами до сотен микрон. Более продолжительная

обработка (4-5 минут) приводит к разрушению этих конгломератов. При этом наблюдается формирование более равноосных частиц размерами до нескольких десятков микрон.

Показано, что в процессе кручения на наковальнях Бриджмена под квазигидростатическим давлением от 4 до 7 ГПа при комнатной температуре в изучаемых композитах формируется наноламинатная (слоистая) структура. В поперечном сечении такое структурное состояние представлено чередующимися полосами ниобия (меди, никеля) и алюминия, которые распространяются почти параллельно направлению максимальных сдвиговых напряжений. Установлено, что средняя ширина полос уменьшается с ростом степени пластической деформации при кручении под давлением, достигая ≈ 17 нм, 10 нм и 50 нм соответственно в композитах Nb+Al, 3Ni+Al и Cu+Al. В свою очередь эти полосы фрагментированы на высокодефектные зерна и субзерна. Таким образом, консолидация методом кручения под давлением помимо компактирования порошка обеспечивает дополнительное измельчение структуры материала. Важной особенностью полученных структурных состояний является наличие областей, характеризующихся высокими значениями кривизны кристаллической решетки и ее градиентов, что, на наш взгляд, оказывает существенное влияние на процессы структурообразования и массопереноса в условиях интенсивного деформационного воздействия в условиях подавленной дислокационной активности.

Микротвердость исследуемых материалов возрастает с увеличением продолжительности механической активации в несколько раз. Компактирование обеспечивает дополнительное упрочнение материала, величина которого существенным образом зависит от степени предварительной механической активации. Таким образом, проведенная комбинированная деформационная обработка приводит к росту микротвердости от < 1 ГПа до 5-8 ГПа, что связано с изменением как параметров микроструктуры, так и фазового состава композитов.

Обсуждаются механизмы структурообразования и упрочнения изучаемых в работе композитов в условиях конкурирующего действия процессов формирования и релаксации дефектной субструктуры.

Работа выполнена при частичной финансовой гранта РФФИ 14-02-31317 мол_а. Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования Томского государственного университета.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ СТАЛИ 12ГБА

Деревягина Л. С.¹, Корзников А. В.², Сафаров И.М.,² Наркевич Н.А.¹

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

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

lsd@ispms.tsc.ru

В работах [1,2] исследовали низкоуглеродистую сталь 12ГБА состава, % (мас.): 0,11C; 1,2Mn; 0,25Si; 0,05Nb; 0,35Cu; 0,0026Al; 0,005S; 0,0012P

структура которой было сформирована путем обработки всесторонней изотермической ковкой (ВК) с суммарной степенью деформации $\varphi=6,2$. Обнаружены существенные изменения структуры, механических свойств и характера разрушения стали по сравнению с крупнозерненным аналогом. Вследствие значительного уменьшения размеров зеренно-субзеренной структуры стали, возросли ее прочностные свойства, но уменьшилась пластичность и величина ударной вязкости разрушения при комнатной температуре. Однако при отрицательных температурах испытания величина ударной вязкости в обработанной стали, по сравнению с состоянием стали с крупным зерном, несколько увеличилась, а порог хладноломкости сместился в область низких температур.

В настоящей работе для измельчения структуры более крупногабаритных заготовок сталь обрабатывали традиционным способом теплой прокатки (ТП) [3] до значительно меньшей суммарной степени деформации $\varphi=2,7$. Целью настоящей работы являлось изучение структуры стали 12ГБА с учетом иерархии масштабных уровней и наличия границ раздела, сформированной путем обработки теплой прокаткой и последующей деформации растяжением при температурах от $+20^{\circ}\text{C}$. до -113°C . Проведено сравнение со структурой данной стали после ее обработки всесторонней изотермической ковкой.

Методом дифракции обратно рассеянных электронов в стали 12ГБА в разных структурных состояниях исследованы форма и размеры зеренно-субзеренной структуры, текстура, спектры распределений границ зерен по углам разориентировки, плотность малоугловых и большеугловых границ, и их изменения под действием последующих растягивающих напряжений в интервале температур от $+20^{\circ}\text{C}$ до -80°C .

Обнаружено, что форма зерен стали после ТП, также как и после ВК, вытянута в направлении прокатки, но их размер ожидаемо (вследствие меньшей степени суммарной деформации) больше. Средний размер зерна d равен 2,43 мкм в поперечном и 3,03 мкм в продольном сечениях, а после ВК – 0,57 мкм и 1,1 мкм соответственно. Зерна феррита с карбидной фазой дробятся лучше, чем те, в которых она отсутствует, вследствие чего структура стали после ТП характеризуется разнотернистостью. После обработок ТП и ВК существенно изменяется спектр разориентировок границ зерен за счет увеличения доли малоугловых границ с ростом степени суммарной деформации. Установлено, что после ТП формируется кристаллографическая текстура: плоскость прокатки $\sim \{111\}$, а направление $\langle 101 \rangle$ в решетке альфа-железа параллельно направлению прокатки. В карбидной фазе текстура отсутствует. Наблюдаемые изменения структуры стали после теплой прокатки, несомненно, будут влиять на ее механические свойства, микромеханизмы и вязкость разрушения.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований грант №13-01-00403-а

Литература:

1. Деревягина Л.С., Корзников А.В., Сафаров И.М., Заточная Л.В., Гладковский С.В. Влияние всесторонней изотермическойковки на структуру, механические свойства и характер разрушения стали 12ГБА // Деформация и разрушение материалов.- 2012.- №10.- С.25-32.
2. Сафаров И.М., Корзников А.В., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние субмикроструктурного состояния на прочность и ударную вязкость низкоуглеродистой стали 12ГБА // Физика металлов и материаловедение.- 2012.- №10.- С.1055-1060.

FIRST-PRINCIPLES MODELING OF MATERIALS FOR NUCLEAR ENERGY APPLICATIONS

Barannikova S.A.^{1,2}, Ponomareva A.V.³, Nikonov A.Yu.^{1,2},
Dmitriev A.I.^{1,2}, Abrikosov I.A.^{3,4}

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS, Tomsk, Russia,*

²*National Research Tomsk State University, Russia,*

³*National University of Science and Technology MISIS, Moscow, Russia,*

⁴*Department of Physics, Chemistry and Biology (IFM), Linköping University,*

Linköping, Sweden, igor.abrikosov@ifm.liu.se

bsa@ispms.tsc.ru, nikonov@usgroups.com, dmitr@ispms.tsc.ru,

alenaponomareva@yahoo.com

Ongoing development of next generation reactors strengthens demands on materials to be used in fission and future fusion reactors, which include good tensile and creep strength, as high as possible operational temperatures, a control over ductile to brittle transition temperature, resistance to irradiation, high thermal conductivity, low residual activation, compatibility with cooling media, and good weldability [1]. A great challenge here is to identify potentially significant materials. New theoretical tools within the condensed matter physics allow one to capitalize on the power of modern computers, and greatly enhance a possibility for accelerated knowledge-based alloy design.

We discuss recent developments in the field of *ab initio* electronic structure theory [2] and its use for studies of materials for nuclear energy applications. We review state-of-the-art simulation methods that allow for an efficient treatment of effects due to chemical and magnetic disorder, and illustrate their predictive power with examples of two materials systems, Fe-Cr-Ni alloys and Zr-Nb alloys [3].

Ferritic body-centered cubic (bcc) Fe-Cr steels are used to manufacture reactor pressure vessels (RPV). Novel steels for RPV contain other elements, e.g. Ni, Mn, and Mo. Their effect on the stability of parent Fe-Cr alloy did not received corresponding attention of the theory. We have investigated the effect of multicomponent alloying on the phase stability of bcc Fe-Cr alloys, and we have shown that alloying element Ni, present in RPV steels, reduces the stability of low-Cr steels against binodal, as well as spinodal decomposition.

Hexagonal closed packed (hcp) Zr-based alloys represent another material system widely used in nuclear energy applications, e.g. as fuel cladding

materials. Alloying provides significant improvement of materials properties as compared to pure Zr. Considering Zr-Nb alloys, we have demonstrated a possibility of obtaining their elastic moduli from *ab initio* electronic structure calculations. We argue that theoretical simulations represent valuable tool for a design of new materials for nuclear energy applications.

References:

1. Marquis E. A. et al. Nuclear reactor materials at the atomic scale. *Materials Today* **12**, p.30-37, (2009).
2. Vitos L., Abrikosov I. A., Johansson B. Anisotropic lattice distortions in random alloys from first-principles theory. *Phys. Rev. Lett.* **87**, p.156401-1-4 (2001)
3. A. Barannikova, et al. Significant correlation between macroscopic and microscopic parameters for the description of localized plastic flow auto-waves in deforming alloys. *Solid State Commun.* **152**, p.784-787, (2012).

СИНТЕЗ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ВЗРЫВОМ ПРОВОДНИКОВ НАНОЧАСТИЦ–ЯНУСОВ ИЗ НЕСМЕШИВАЮЩИХСЯ МЕТАЛЛОВ

Лернер М.И.^{1,2}, Домашенко В.В.², Первиков А. В.²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
lerner@ispms.tsc.ru, vvdome@ispms.tsc.ru, pervikov@list.ru

Большинство современных исследований по синтезу и изучению свойств металлических наночастиц посвящено однокомпонентным системам. Наночастицы содержащие два и более металлических компонента исследованы значительно хуже, хотя спектр свойств, обусловленный структурно-фазовым разнообразием таких систем, существенно шире. При этом в основном изучаются многокомпонентные наночастицы металлов образующих интерметаллиды и твердые растворы.

Существует особый тип металлических систем, которые были названы Wright W. и Thomson C. «системами проявляющими склонность к расслоению в жидком состоянии» или «системами несмешивающихся компонентов». В таких системах образование сплавов затруднено в основном из-за большой разницы плотности металлов и температур их плавления. Системы несмешивающихся компонентов обладают положительной энергией Гиббса, в состоянии термодинамического равновесия такие компоненты малорастворимы или не растворимы вообще.

Можно предположить, что «смешиваемость/не смешиваемость» металлов, будет зависеть от поверхностной энергии (от отношения величины поверхности к объему) и от снижения температуры плавления компонентов вследствие уменьшения их размера. Вероятно, образование систем из несмешивающихся металлов можно осуществить при синтезе биметаллических наночастиц в высокоэнергетических процессах.

Стабилизация структуры и фазового состава таких наночастиц может быть достигнута при быстром охлаждении наноразмерной фазы в процессе ее образования. Одним из таких процессов является электрический взрыв проводников из двух разнородных металлов. Электрический взрыв проводников реализуется при плотности тока через проводник порядка 10^6 – 10^8 А/см², при разлете, продукты взрыва охлаждаются со скоростью более 10^8 К/с, при этом в инертной атмосфере формируются металлические наночастицы. Метод активно применяется для получения монометаллических наночастиц. Также ранее проводились исследования по получению совместным электрическим взрывом двух проводников наночастиц сплавов и интерметаллидов.

В настоящей работе исследовались закономерности электрического взрыва проводников и синтез наночастиц из частично смешивающихся (Al-Zn) и из несмешивающихся (Fe-Cu) металлов,

Электрический взрыв двух проводников из разнородных металлов является более сложным процессом по сравнению с электрическим взрывом одного металлического проводника. Для синтеза многокомпонентных наночастиц и исследования влияния параметров процесса на характеристики нанопорошков необходимо определить, как введенная энергия распределяется между проводниками при их совместном диспергировании электрическим током. В исследованиях установлено, что в зависимости от удельного сопротивления металлов реализуется либо синхронное (металлы взрываются одновременно), либо последовательное диспергирование металлов. Определен критерий синхронности и величины перегрева металлов в зависимости от характеристик электрического взрыва проводников, изучен дисперсный и фазовый состав нанопорошков

В процессе электрического взрыва проводников из несмешивающихся металлов формируются биметаллические наночастицы – янусы содержащие исходные металлические фазы на уровне одной частицы. Например, при картировании наночастиц состава Al-Zn наблюдается отдельные блоки, состоящие из алюминия и цинка. В нанопорошках присутствуют только фазы исходных металлов и их оксидов. Регулирование содержания металлических компонент на уровне одной частицы можно осуществлять, изменяя массы диспергируемых проводников.

Дальнейшие исследования закономерностей синтеза и свойств наноразмерных биметаллических наночастиц из несмешивающихся компонент позволят перейти к созданию материалов с новым комплексом физико-химических свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН III.23.2 (2013-2016 гг.) и Гранта РФФИ 14-08-31363

DETONATION SPRAYING OF Ti_3Al AND TiAl_3 INTERMETALLICS: A COMPARATIVE STUDY

Dudina D.V.¹, Korchagin M.A.¹, Ulianitsky V.Yu.², Batraev I.S.²,
Kovalenko A.I.², Bulina N.V.¹

¹*Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia,*

²*Lavrentiev Institute of Hydrodynamics SB RAS, Novosibirsk, Russia*

dina1807@gmail.com

Interaction of reactive metals, such as titanium, chromium and aluminum, with gaseous species — oxygen and nitrogen — during thermal spraying presents an opportunity to form reinforcing ceramic particles in the coatings. In this work, we performed a comparative study of the phase changes occurring during detonation spraying of Ti_3Al and TiAl_3 powders.

At an explosive charge of 30-40% of the barrel volume and $\text{O}_2/\text{C}_2\text{H}_2=1.1$, Ti_3Al reacts with nitrogen contained in air used as a carrier gas, which results in the formation of significant quantities of the Ti_2N and TiN phases in the coatings. When argon was used as a carrier gas instead of air, nitrides were still detected in the coatings in substantial quantities. The use of argon excluded the presence of nitrogen inside the gun barrel. In this case, the formation of nitrides could be due to the interaction of the particles with air after leaving the gun. The most intense XRD reflection of the TiN phase in the coatings gradually shifts to higher angles as the ratio $\text{O}_2/\text{C}_2\text{H}_2$ increases from 1.1 to 2.0, indicating a possibility of the formation of titanium oxynitrides.

During detonation spraying, the TiAl_3 intermetallic tends to partially decompose forming TiAl and Ti_3Al ; however, TiAl_3 -based coatings are not sensitive to the presence of nitrogen. The changes of the $\text{O}_2/\text{C}_2\text{H}_2$ ratio from 1.1 to 2.0 at an explosive charge of 30-40% do not bring significant alterations to the phase composition of the coatings. It is believed that the Ti_3Al phase formed as a result of decomposition of TiAl_3 is located in the interior of the TiAl_3 particles and, therefore, is not exposed to the gaseous environment.

This study was supported by RFBR, research project No. 13-03-00263 a.

DETONATION SPRAYING OF TITANIUM IN REDUCING AND OXIDIZING CONDITIONS AS A ROUTE TO IN SITU FORMED METAL- CERAMIC COMPOSITE COATINGS

Ulianitsky V.Yu.¹, Batraev I.S.¹, Kovalenko A.I.¹, Dudina D.V.²,
Korchagin M.A.², Bokhonov B.B.², Bulina N.V.²

¹*Lavrentiev Institute of Hydrodynamics SB RAS, Novosibirsk, Russia*

²*Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia,*

dina1807@gmail.com

In thermal spraying, many materials experience chemical reactions under the action of hot gases, which result in the formation of new phases in the coatings in substantial quantities. In detonation spraying, the temperatures of the detonation products and the carrier gas heated by the shock wave are 3500-4500

K and 1000-1500 K, respectively. When the sprayed particles reach the substrate, they additionally heat, as the kinetic energy transforms into the thermal energy. Upon deposition, while the splats formed by the particles are still hot, the material is capable of interacting with oxygen and nitrogen of ambient air.

Until now, systematic studies of the *in situ* phase formation during detonation spraying of titanium powders have not been conducted. Titanium is a practically important material for developing corrosion-resistant coatings and a reactant to synthesize hard and wear-resistant ceramics, such as TiN, TiC and titanium carbonitrides.

In this presentation, we report, for the first time, the phase and microstructure development in the coatings formed by detonation spraying of titanium in a wide range of compositions of the spraying atmosphere. The phase composition of the coatings was found to be very sensitive to the O_2/C_2H_2 ratio and the nature of the carrier gas. Using $O_2/C_2H_2=1.1$ and air as a carrier gas, titanium oxynitride-containing coatings were obtained, while at O_2/C_2H_2 equal to 1.5 and 2.5, titanium oxides TiO, Ti_2O_3 and λ - Ti_3O_5 appeared in the coatings leaving very little of the untransformed titanium. In highly reducing conditions at $O_2/C_2H_2=0.7$ and with the use of nitrogen as a carrier gas, titanium carbonitrides formed. Based on the experimental results, we discuss how the phase composition influences the microstructural features of the metal-ceramic coatings and their hardness.

This work was supported by RFBR, research project No. 14-03-00164 a.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ CUCR- КОНТАКТНОГО СПЛАВА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКЕ И ЕГО СВОЙСТВА

Дураков В.Г.¹, Дампилон Б.В.^{1,2}, Гньюсов С.Ф.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
electron@ispms.tsc.tu

Важной задачей электроаппаратостроения в области коммутационных приборов типа вакуумных выключателей, является повышение их отключающей способности при росте рабочего напряжения. Мировая практика показывает, что эта задача решается путём измельчения зерен хрома в меднохромовом псевдосплаве, увеличения межфазной прочности и уменьшения содержания вредных примесей кислорода и азота [1]. Указанные факторы, обеспечивающие улучшение характеристик вакуумных выключателей, определяются технологией изготовления контактного материала.

Широко развитая в настоящее время порошковая металлургия исчерпала свои возможности в этом плане. Применение метода электронно-лучевой наплавки реализует принцип неравновесной кристаллизации и позволяет сформировать мультимодальную структуру

меднохромового контактного сплава, состоящую из частиц хрома микронных и субмикронных размеров. Основное преимущество электронно-лучевой технологии в том, что формирование структуры материала контактов происходит при температурных и вакуумных режимах близких к условиям горения вакуумного дугового разряда при отключении токов короткого замыкания. Этот фактор предопределяет получение более качественного контактного материала.

Рост дендритов хрома в медной матрице в процессе электронно-лучевой наплавки происходит с образованием полукогерентных межфазных границ в меднохромовом контактном сплаве с более прочной межфазной связью, что положительным образом сказывается на увеличении электрической прочности вакуумного промежутка [2]. Плавление хромовой и медной фаз в условиях вакуума радикально решает проблему очистки контактного материала от вредных газовых примесей и полностью устраняет пористость, присущие методу порошковой металлургии [3].

В представленной работе CuCr контактные сплавы были приготовлены методом электронно-лучевой наплавки в вакууме. Было исследовано влияние на микроструктуру технологических параметров процесса электронно-лучевой наплавки. Были проведены сравнительные испытания отключающей способности контактных пар в вакуумной дугогасительной камере, изготовленных традиционным методом порошковой металлургии и методом электронно-лучевой наплавки.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания Министерства образования и науки РФ на проведение научно-исследовательских работ ТПУ № 862.

Литература:

1. Paul G. Slade Advances in Material Development for High Power Vacuum Interrupter Contacts, IEEE Trans. on CPMT, Vol. 17, Part A, pp.96-106, 1994.
2. Baihe Miao Hui Guo Yan Zhang Guoxun Liu Wenbin Wang Effects of interface characteristics of Cu/Cr phases on the contact performance of Cu-25Cr alloy contact material // : 23rd International Symposium on Discharges and Electrical Insulation in Vacuum, 2008. ISDEIV 2008.
3. Дехонова С.З., Дураков В.Г., Гнюсов С.Ф. Формирование бимодальной структуры псевдосплава Cu-Cr методом электронно-лучевой наплавки // Сварочное производство. №10. 2003. С.19-23.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА ПРИ ДОЛГОВРЕМЕННОМ ТЕРМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Ерошенко А.Ю.^{1,2}, Шаркеев Ю.П.¹, Уваркин П.В.¹, Толмачев А.И.¹,
Данилов А.И.¹, Глухов И.А.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*
eroshenko@ispms.tsc.ru

Получены экспериментальные данные по термостабильности ультрамелкозернистого состояния и механических свойств (микротвердость, предел прочности, предел текучести, пластичность) титана ВТ1-0 при длительном термическом воздействии. Для исследования длительной термической стабильности структуры и механических свойств был выбран технический чистый титан ВТ1-0 в ультрамелкозернистом состоянии. Ультрамелкозернистое состояние в титане со средним размером элементов структуры (зерна, субзерна, фрагмента) 0,16 мкм получали комбинированным методом интенсивной пластической деформации, включающий многократное одноосное прессования (abc-прессование) и многоходовую прокатку в ручьевых валках при комнатной температуре. Затем прутки ультрамелкозернистого титана отжигали при температуре 300°C и 350°C. Длительность отжигов при 300°C изменяли в пределах от 5 до 1440 часов, а при 350°C – от 5 часов до 120 часов. Отметим, что в ходе ранее проведенных исследований был установлен верхний температурный предел термостабильности микроструктуры и механических свойств (микротвердости) ультрамелкозернистого титана при непродолжительной длительности отжига, равным 350°C.

Исследования микроструктуры были выполнены в продольном сечении прутков методами ПЭМ. Измерения микротвердости проводили на приборе Duramin 5. Испытания на одноосное растяжение проводили на машине Instron-3382 в условиях квазистатического растяжения при комнатной температуре.

В ходе исследований были получены зависимости среднего размера структурных элементов и величины механических свойств (микротвердость, предел прочности, предел пластичности) ультрамелкозернистого титана от длительности отжига. В продольном сечении заготовки после пластической деформации элементы структуры неравноосны и вытянуты вдоль направления прокатки, образуя «полосовую» структуру. В результате отжигов при температуре 350°C в течение 5-120 часов, как и при отжигах 300°C (в течение 5-1440 часов) наблюдается тенденция к незначительному увеличению среднего размера зерен и уменьшению величины микротвердости. Отжиг при 300°C

сохраняет «полосовой» характер структуры при длительности до 1440 часов с увеличением среднего размера элементов до 0,32 мкм. Отжиг 350°C уже в течение 5 часов приводит к изменению типу структуры и среднего размера элементов структуры до 0,25 мкм. Увеличение степени равноосности ультрамелкозернистой структуры титана при длительном низкотемпературном отжиге происходит за счет совершенствования границ и формы микроструксталлитов в условиях низкого их скорости роста.

Ультрамелкозернистая структура в титане проявляет термическую стабильность при 350°C при долговременном термовоздействии до 120 часов, что может обеспечить высокий комплекс свойств, в том числе прочности и пластичности. Вывод о термостабильности ультрамелкозернистой микроструктуры и механических свойств при температурах 300°C при непродолжительных временах отжига остаются справедливым и для длительных интервалов температурного воздействия. При этом термовоздействие при 350°C на ультрамелкозернистый титан значительно меняет характер микроструктуры.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН; Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2013 – 2016гг., проект III.23.2.2.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ (ат.%)

Лотков А.И., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н.

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

Сплавы на основе никелида титана (TiNi), обладающие эффектами памяти формы и сверхэластичности, являются функциональными материалами и широко применяются в разных областях техники и медицины. В последние годы тенденция к миниатюризации изделий из сплавов на основе TiNi обуславливает необходимость повышения прочностных характеристик с сохранением высокого ресурса пластических и неупругих (эффекты памяти формы и сверхэластичности) свойств. Одним из возможных способов реализации этих условий является формирование микроструксталлической и ультрамелкозернистой структуры при задании образцам сплавов на основе TiNi больших пластических деформаций методом тёплой (723K) многопроходной прокатки в ручьевых вальцах.

Целью данной работы является исследование закономерностей изменения температур мартенситных превращений и неупругих свойств образцов сплава $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ (ат.%) от величины заданной при прокатке в ручьевых вальцах деформации ϵ , где ϵ – истинная деформация. Исследования микроструктуры были проведены с использованием методов

оптической металлографии и растровой электронной микроскопии. В исходном состоянии образцы имели крупнозернистую квазиравноосную зёрненную структуру со средним размером зёрен 33 мкм. Температуры мартенситных превращений (МП) определяли методом температурной резистометрии. Эффект сверхэластичности – $\gamma_{св.}$ – определяли в изотермических (295K) циклах «нагрузка-разгрузка» при кручении на установке типа обратного крутильного маятника. Эффект памяти формы – $\gamma_{ЭПФ}$ – определяли как величину возврата неупругой деформации при последующем нагреве разгруженных образцов через интервал температур обратных МП. Накопленная при этом пластическая деформация – $\gamma_{гр}$ – равна величине остаточной деформации после завершения формовосстановления в процессе нагрева разгруженных образцов. Исследования неупругих свойств прекращали при достижении пластической деформации $\gamma_{гр}$ в образцах больше 0.1%.

Показано, что при задании образцам при прокатке малой деформации $e=0.07$ методами оптической металлографии и растровой электронной микроскопии наблюдается увеличение среднего размера зёрен в ~ 2 раза в результате механизма миграции высокоугловых границ. При дальнейшей деформации ($0.07 < e \leq 0.8$) в образцах формируется полосовая структура прокатки, которая с увеличением деформации в результате реализации механизма непрерывной динамической рекристаллизации трансформируется в микrokристаллические квазиравноосные зёрна со средним размером 1.5 мкм. Обнаружено, что в процессе деформирования при 723K температуры МП не меняются.

Показано, что после прокатки с e от 0.2 до 1.8 величина $\gamma_{ЭПФ}$ составляет 5-6 %, что является практически значимым. При этом предварительная деформация ($\gamma_{зад.} \leq 10.0\%$) рабочих элементов с ЭПФ, изготовленных из этих материалов, может осуществляться при комнатной температуре, а степень формовосстановления при реализации однократного ЭПФ достигает 99%.

Работа поддержана РФФИ (проект №13-08-90421 Укр_ф_а), проектом СО РАН III.23.2.2.

DEVELOPMENT OF THE ANVIL BLOCKS FORMS OF IMPACT MACHINES IN THE FORM OF COMPOSITION OF VARIOUS MATERIALS

Zhukov I.A., Andreeva Ya.A.

*Siberian state industrial university, Novokuznetsk Russia
tmmiok@yandex.ru*

The embedding problem in cases of machines of impact action of anvil blocks, shaped bodies of rotation is described. The new designs of anvil blocks executed in the form of a composition of materials are shown, allowing to solve the supplied problem. Generation possibility in a wave guide is proved by a

composite anvil block of impact impulse of the necessary form corresponding to properties of treated object.

Selection of rational forms of anvil blocks of impact machines is one of the main methods of improvement the machines of impact action [1] intended to destroy of fragile environments, which main objective – increase of overall performance of system at invariable other design and power data. At the same time the rational are considered anvil blocks that generate an elastic wave of the deformation providing the greatest transmission of impact energy to the work of destruction of the environment at satisfaction of requirements to strength of elements of impact system.

For fragile environments of high strength dependence on the forces resistance P value implementing h in her instrument described by functions of the form [2]:

– the hyperbolic:
$$P(h) = k_1 + k_2 \cdot \sqrt{k_3^2 + h^2}, \quad (1)$$

– the power:
$$P(h) = b_1 \cdot (1 + (b_2 \cdot h)^{b_3}), \quad (2)$$

$k_1, k_2, k_3, b_1, b_2, b_3$ – the coefficients determined experimentally characterizing object destruction.

It is proved [3] that the wave of elastic deformation, or the impact impulse $F(t)$ corresponding to functional dependences (1), (2), has to have exponential accruing amplitude. The anvil block generating in a wave guide an impulse, meeting this condition, has to have a shape of a body of the rotation, forming which side face has to be bent towards a longitudinal shaft of anvil block (fig. 1). As such curve, depending on the concrete properties of destroyed object the exponential curve, the chain line, a hyperbole etc. can be chosen.

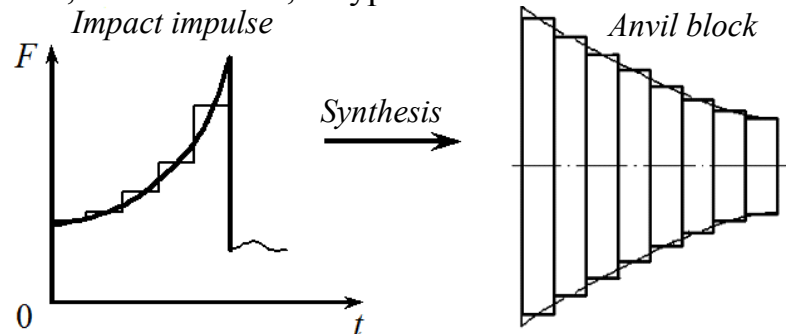


Fig. 1. The geometry of the anvil block, depending on the shape of the impact impulse

Synthesized depending on the properties of destroyed object, anvil blocks of impact systems, formed in the form of bodies, appear very difficult bodies from the point of view of production and embedding in a real design of machine, that they don't contain the piston step, capable to provide a necessary stock of longitudinal stability. Considering this circumstance, search of forms of impacting which, having advantages of synthesizable bodies of rotation was undertaken, could be established in a design of modern impact systems.

In fig. 2 one of possible options of practical realization of synthesizable anvil blocks is shown. Presented bimetallic anvil block of [4] impact gears

contain the cylindrical piston part 1 providing a stable position in the case of the gear, and cylindrical impact part 2. Transition between these parts is executed in the form of a cone that reduces number of reflections at pass of an impact wave. In the main material the internal cavity 3 filled with a material with specific weight, other than the specific weight of the main material of anvil block. In this the form of the internal represents a rotation body, the radius of which external circle in a lateral section is described by a formula:

$$r = \sqrt{\frac{(R^2 - \rho^2)\lambda}{\lambda - 1}}, \quad (3)$$

R – external radius of a lateral section of the main material of anvil block, ρ – radius of a lateral section synthesized anvil block, λ – the parameter designating the relation of specific weight of the main material and a material of an internal cavity of anvil block.

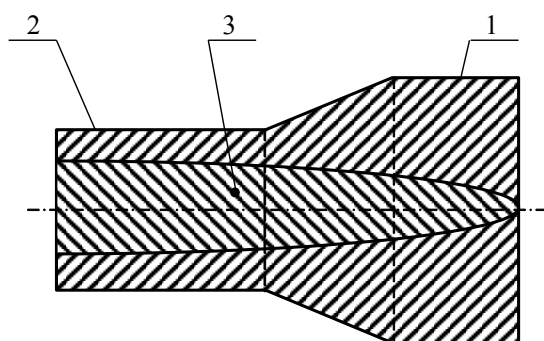


Fig. 2. Bimetallic anvil block

The formula (3) is received from a condition of equality of scales initial synthesized anvil block and bimetallic. This condition provides identity of anvil blocks in size of energy of impact.

A disadvantage of the bimetallic anvil block is the difference of its wave properties from properties synthesized anvil block, owing to distinction of modules of elasticity, and also complexity of technological production in case of application of operations of machining of separate parts.

The solution of the problem is possible by the creation triplex-anvil block [5] (fig. 3) containing the main body 3 convenient for embedding of geometry, having an internal cavity 2 and the insert 1, executed of materials with various specific weight, and a curvilinear surface of an insert is external that considerably simplifies process of technological production of anvil block.

For ensuring the identity of wave properties triplex-anvil block and the rotation synthesized in the form of an anvil block body the condition of equality not only their scales, but also elasticity modules has to be satisfied. According to it materials of anvil block, the form of an insert and a cavity are from ratios:

$$\gamma = \frac{\gamma_1 R_1^2 + \gamma_2 (R_2^2 - R_1^2) + \gamma_3 (R_3^2 - R_2^2)}{\rho^2}, \quad (4)$$

$$E = \frac{E_1 R_1^2 + E_2 (R_2^2 - R_1^2) + E_3 (R_3^2 - R_2^2)}{R_3^2}, \quad (5)$$

where γ , E – specific weight and the module of elasticity synthesized anvil block, γ_i , E_i – specific weight and module of elasticity of the main body anvil block, internal cavity and insert, R_i – external radius of lateral sections of parts anvil block.

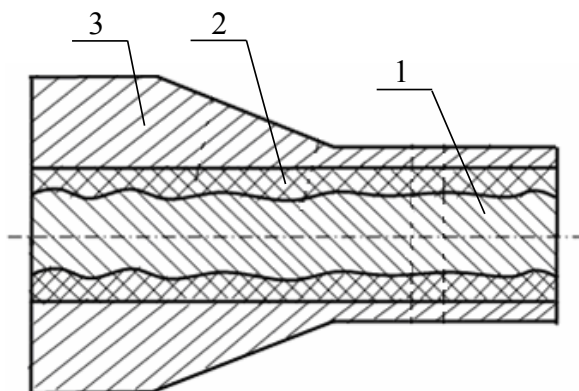


Fig. 3. Triplex – anvil block

When performing conditions (4) and (5) selections of materials and forms of the interiors, triplex-anvil block not only in size of impact energy, but also to a generated impact impulse will represent the synthesized body of rotation.

The practical analysis of new designs of the anvil blocks given on figures 2 and 3, allowed to draw the following conclusions:

- in the first case selection of materials doesn't cause difficulties, and production such anvil block on condition of providing an exact form of an internal surface of the casting process is quite feasible a molding mode on gasifiable models;

- in the second case it is impossible to pick up existing materials for the set conditions, but this issue is resolved with application of composite materials of the necessary structure, however thus cost of production of such details significantly increases.

Thus, the developed new designs of anvil blocks of impact gears a type of composition of materials are one of perspective options of a solution of the problem of embedding in cases of gears of rational forms of the anvil blocks, allowing to increase efficiency of transmission of impact energy.

References:

1. L.T. Dvornikov, I.A. Zhukov. The rational design of impact systems of technological appointment // Messenger of the Siberian state industrial university. – 2012. – №2. – P. 15-20.
2. I.A. Zhukov, V.N. Tsvigun. About results of a pilot study of destruction of rock impact influences // Mechanical engineering. – 2009. – №19. – P. 125-137.
3. E.V. Sarakhanova, I.A. Zhukov. Algorithm of definition of forms of an impact impulse on dependence "force introduction" for strong rocks // Mechanical engineering. – 2010. – №20. – P. 93-98.
4. Patent №2234583. The anvil block of the impact gear / L.T. Dvornikov, I.A. Zhukov. – 2004. – №23.
5. Patent №2395383. The anvil block of the impact gear – triplex-anvil block / I.A. Zhukov, E.V. Sarakhanova, A.E. Burda. – 2010. – №21.

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ ОБРАЗЦОВ TiNi С ПОКРЫТИЕМ ИЗ ТАНТАЛА

Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л., Захарова М.А., Гудимова Е.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
tibiboreth@gmail.com*

Улучшение биосовместимости никелида титана является актуальной задачей для современной науки ввиду широты его применения в медицине. Первостепенным условием использования никелида титана как материала для имплантатов является предотвращение контакта ионов никеля с биосредой. Данная проблема может быть решена путем нанесения биосовместимого покрытия на поверхность сплава. Формирование однородного покрытия с заданным химическим составом и толщиной может быть обеспечено магнетронным нанесением в комплексе с электронно-пучковыми обработками поверхности. Тантал, благодаря свойствам биосовместимости и рентгеноконтрастности, является одним из наиболее перспективных материалов в современной имплантологии. Однако, известно, что при нанесении покрытий из тантала возможно образование высокотемпературной фазы α -Ta с объемно-центрированной кубической решеткой, низкотемпературной фазы β -Ta с тетрагональной кристаллической решеткой или смеси из этих фаз. Наличие той или иной фазы на поверхности никелида титана может повлиять на изменение его физико-механических свойств.

Таким образом, целью данного исследования является изучение влияния электронно-пучковой обработки на структурно-фазовые состояния никелида титана с покрытием из тантала.

Фазовый анализ показал, что в образцах с покрытиями из тантала толщиной ~400 нм до обработки наблюдаются рефлексы соответствующие фазе B2, фазам на основе тантала с ОЦК-структурой (далее – фаза α -Ta) и тетрагональной структурой (далее – фаза β -Ta). Сравнение рентгенограмм образцов с покрытиями до и после обработки электронным пучком с плотностью энергии 15 Дж/см², показало, что после обработки кроме дифракционных рефлексов от фаз B2, α -Ta и β -Ta наблюдается появление дифракционных рефлексов мартенситной фазы B19' никелида титана. Оценка объемной доли данной фазы выявила, что её содержание в модифицированных образцах достигает 10 об.%. Однако, анализ рентгеновских дифракционных картин, полученных с использованием асимметричной схемы съемки, показал, что в приповерхностных слоях покрытия фаза B19' отсутствует. Это свидетельствует о том, что слой, содержащий фазу B19', находится на некоторой глубине от поверхности образца.

Анализ рентгенограмм, полученных при использовании симметричной схемы съемок с максимальной толщиной анализируемого слоя, выявил, что после электронно-пучковых обработок количество фазы α -Ta снизилось от 65 до 48 об.%, в то время как количество фазы β -Ta увеличилось от 25 до 30 об.%. Изучение рентгеновских дифракционных картин, полученных при помощи асимметричных схем съемок, показало, что фазы в покрытии распределены неравномерно: после обработки электронным пучком приповерхностные слои характеризуются преобладанием фазы β -Ta, в то время как до обработки наблюдалось обратное соотношение фаз.

Таким образом, анализ рентгенограмм, изменения фазового состава по глубине анализируемого слоя для образцов из никелида титана с покрытием из тантала до и после обработок показал, что электронно-пучковые обработки приводят к образованию мартенситной фазы B19' в глубине образца и изменению объемной доли фаз α -Ta и β -Ta в покрытии.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ МАТРИЦЫ И ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА

Зыкова А.П.^{1,2}, Курзина И.А.¹, Попова Н.А.³, Калашников М.П.³,
Никоненко Е.Л.³

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Томский архитектурно-строительный университет, Россия

zykovaap@mail.ru

Известно, что высокохромистые износостойкие чугуны предназначены для изготовления деталей, работающих при высоких динамических и статистических нагрузках, а также в тяжелых условиях абразивного и гидроабразивного износа, сопровождающегося коррозионным воздействием среды. Распространенным материалом для указанных выше деталей, является износостойкий чугун марки ИЧХ28Н2. Ранее в работах [1, 2] было показано, что при модифицировании высокохромистого чугуна ИЧХ28Н2 ультрадисперсными порошками оксидов тугоплавких металлов и криолита достигается повышение прочности при сжатии на 53%, пластичности на 11 %, повышается износостойкость и коррозионная стойкость образцов в 1,5–4 по сравнению с отливками, полученными по обычной заводской технологии. При этом эффект модифицирования заключался в уменьшении размеров карбидной фазы $(Cr,Fe)_7C_3$, и ее упорядочение в матричной основе без образования дополнительных фаз (по данным рентгенофазового анализа). Изучение формирования мелкодисперсной структуры в отливках требует тщательного анализа фазового состава, локализации фаз, дислокационной структуры и т.д. Поэтому целью работы являлось изучение структурно-фазового состояния и дислокационной структуры в высокохромистом чугуне ИЧХ28Н2, полученных по обычной заводской технологии и после

модифицирования ультрадисперсными частицами оксидов тугоплавких металлов и криолита методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Анализ, проведенный методом ПЭМ, показал, что в немодифицированном состоянии матрица исследуемого материала представляет собой фазу α -(Ni-Cr-Fe), обладающую ОЦК решеткой, в которой расположен карбид железа $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ с ГПУ кристаллической решеткой. Объемная доля карбида по данным растровой электронной микроскопии в различных металлографических шлифах составляет $\sim 30\% \div 50\%$. При этом структуру матрицы немодифицированного образца можно условно разделить на 3 типа: 1) феррито-карбидная смесь (50% от общего объема матрицы); 2) распавшийся перлит (15% от общего объема матрицы); 3) бейнит (35% от общего объема матрицы).

Введение модификатора в расплав высокохромистого чугуна привело к существенным изменениям в структуре материала. Матрицей материала теперь является двухфазная смесь: 1) твердый раствор α -(Ni-Cr-Fe) с ОЦК кристаллической решеткой; 2) фаза γ -(Fe-C) с ГЦК кристаллической решеткой. Фаза γ -(Fe-C) в модифицированном образце является основной, и составляет $\sim 70\%$ от объема матрицы. Кроме того, модифицирование привело к тому, что теперь фаза α -(Ni-Cr-Fe) представлена только бейнитом, феррито-карбидная смесь и распавшийся перлит отсутствуют. По-прежнему в материале присутствует сложный карбид $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, обладающий ГПУ кристаллической решеткой. Однако размер карбида уменьшился практически в 3 раза, а объемная доля составляет $\sim 20\%$.

Установлено, что после введения модификатора на основе ультрадисперсных частиц оксидов тугоплавких металлов и криолита в модифицированных образцах снижается величина внутренних напряжений и скалярная плотность дислокаций.

Таким образом, проведенные исследования показали, что модификация материала привела к следующим изменениям: 1) к измельчению структуры материала; 2) к снижению величины внутренних напряжений и скалярной плотности дислокаций; 3) к изменению состояния твердого раствора матрицы.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-02-98034.

Литература:

1. А.П. Зыкова, Д.В. Лычагин, И.А. Курзина, А.В. Чумаевский. Влияние модифицирования ультрадисперсными порошками оксидов металлов на деформационное поведение и разрушение чугуна марки ИЧХ28Н2 // Известия ВУЗов. Физика, 2013. – Т. 56. – №12/2. – С. 110–115.

2. А.П. Зыкова, А.В. Чумаевский, Д.В. Лычагин, И.А. Курзина, С.Ю. Тарасов, Т.В. Демент. Исследование износостойкости чугуна ИЧХ28Н2 при комплексном модифицировании // Известия ВУЗов. Физика, 2013. – Т. 56. – №12/2. – С. 116–120.

ПОЛИАЛЮМОСИЛИКАТНАЯ МАТРИЦА ДЛЯ НАНОПОРОШКОВ ОКСИДОВ И НИТРИДОВ МЕТАЛЛОВ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В LTCC- СИСТЕМАХ

Иванов А.А., Туев В.И.

*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
alexchemtsu@rambler.ru*

Развитие современной электронной техники и возрастающие требования к компактности и надежности изделий привели к тому, что традиционные материалы не полностью обеспечивают стабильную работу компонентов LTCC-систем (Low Temperature Co-fired Ceramics, спекаемой за одну технологическую операцию керамики при температуре менее 1000 °С). Для создания высокотехнологичных LTCC-систем необходимо получение новых керамических неметаллических неорганических материалов, в состав которых входят нанопорошки оксидов и нитридов металлов. Эти материалы во многих случаях должны обладать достаточно высокой адгезионной прочностью, плотностью и надежно работать в условиях сложной комбинации силовых полей и высокой температуры.

Целью работы является синтез полиалюмосиликатной матрицы для оксидных и нитридных наноструктурированных порошков металлов - прекурсоров $\text{AlN-Al}_2\text{O}_3$ для получения сырой керамической ленты, используемой в LTCC-системах.

Возможность создания таких керамических материалов низкотемпературного синтеза нового поколения с принципиально новыми, характеристиками открывается при разработанном авторами обновлении технологии получения сырой керамической ленты, в процессе реализации которой формирование и модификация свойств керамических материалов являются определяющими. Именно на стадии синтеза закладываются наноразмерные, фазовые, структурные и другие особенности, которые и определяют физические, механические, химические и эксплуатационные свойства изделий.

Трудность формирования регулярной структуры керамических материалов классическими методами вызвала необходимость разработки новых методов синтеза таких материалов, которые можно осуществить в два этапа: использовать два типа прекурсоров как исходных соединений, затем применить методы, позволяющие в процессе превращений прекурсоров получить наноразмерные структурные единицы фазы и заданный стехиометрический состав. Такие материалы можно получить золь-гель методом, включающим стадию трехмерной поликонденсации гель-прекурсора посредством сшивания металлооксополимерных молекул в растворах (химически контролируемая поликонденсация).

Метод А. В качестве исходных реагентов для синтеза гель-прекурсора (полиалюмосиликаты различного состава) выбраны кремниевые кислоты. Синтез проводили в 3 стадии: I - растворение кремниевых кислот при $\text{pH} >$

7 и II - гидролиз нитрата алюминия. Стадия III завершает образование гель-прекурсора из олигокремниевых кислот и $\text{Al}(\text{OH})_2(\text{NO}_3)$.

Метод Б. Синтез мономерных наноразмерных порошков-прекурсоров $\text{AlN-Al}_2\text{O}_3$ проводили методом допирования, основанном на обратном криохимическом осаждении. Введение мономерных порошков-прекурсоров $\text{AlN-Al}_2\text{O}_3$ в полиалюмосиликатную матрицу осуществляли ультразвуковым диспергированием частиц в пустоты структур гель-прекурсора.

Таким образом, двумя методами получены композиционные наноструктурированные материалы, из которых формуется сырая керамическая лента нового поколения для LTCC-систем.

ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ «СТАЛЬ Р6М5+WC» В ТРИБОКОНТАКТЕ СО СТАЛЬЮ ШХ15 В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ СКОРОСТЕЙ И НАГРУЗОК

Гнусов С.Ф.^{1,2}, Дураков В.Г.², Игнатов А.А.¹

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

gnusov@rambler.ru

Условия работы в экстремальных режимах трения предъявляют особые требования к триботехническим свойствам современных конструкционных материалов. В таких режимах работают тяжело нагруженные пары трения при высоких линейных скоростях и высоких приложенных давлениях. Обычно эти процессы могут сопровождаться вынужденным дефицитом смазывающих веществ. Ярким примером такой пары трения являются тяжело нагруженные вал-шестерни, конструктивной особенностью которых является то, что опорные шейки под игольчатые подшипники являются внутренним кольцом этих подшипников. В предыдущей работе [1] было выявлено, что при формировании покрытий на основе стали Р6М5 и композита «Сталь Р6М5+WC» с применением метода электронно-лучевой наплавки (ЭЛН) в вакууме удастся сформировать равномерное мультимодальное распределение упрочняющих фаз в аустенитно-мартенситной матрице.

Целью настоящих исследований явилось изучение процессов изнашивания и изменения структурно-фазового состояния композиционных покрытий «Сталь Р6М5+WC», полученных с помощью ЭЛН в паре со стальным контртелом в интервале скоростей скольжения 1,2-3,6 м/с, нагрузок 20-100 Н и температур до 200°C.

Испытания на трение проводились на машине трения СМТ-20 с использованием схемы «колесо – две плоские колодки» при ступенчатом повышении скорости и нагрузки в условиях трения без смазки. Контртелом служило колесо диаметром 62 мм и шириной 15 мм,

изготовленное из закаленной шарикоподшипниковой стали ШХ15 (HRC 63...65).

Структуру наплавленных покрытий до и после испытаний на износ исследовали с помощью ОМ, РЭМ и ионно-электронного микроскопа. Анализ химического состава проводили методом микрорентгеноспектрального анализа. Структурные исследования проводили с помощью рентгеноструктурного анализа. Оценку параметров шероховатости проводили на установке сканирующего интерференционного микроскопа.

Для пары трения «сталь Р6М5+20% WC» – сталь ШХ15 установлено значительное снижение интенсивности изнашивания композиционного покрытия (в 2...3 раза) по сравнению с покрытием на основе стали Р6М5. Это обусловлено одновременным увеличением объёмных долей карбидной фазы и остаточного аустенита матрицы. При скоростях скольжения 2,4 и 3,6 м/с интенсивность изнашивания композиционного покрытия линейно растёт с нагрузкой, что в основном связано с развитием окислительного изнашивания. Участки оксидного слоя начинают формироваться уже при 20 Н.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания Министерства образования и науки РФ на проведение научно-исследовательских работ ТПУ № 862.

Литература:

1. Гнусов С. Ф., Дураков В.Г., Игнатов А.А // Влияние числа проходов электронного луча на структурно-фазовое состояние и износостойкость покрытий на основе стали Р6М5, ПЖТФ, 2010, Т.36, №16, С.19-23.

ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СТАЛИ Р6М5 В ТРИБОКОНТАКТЕ СО СТАЛЬЮ ШХ15 В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ СКОРОСТЕЙ И НАГРУЗОК

Гнусов С.Ф.^{1,2}, Дураков В.Г.², Игнатов А.А.¹

¹*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

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

gnusov@rambler.ru

Перспективным материалом для использования в тяжело нагруженных узлах трения является быстрорежущая сталь [1]. Согласно [2-4] это обусловлено большей способностью карбидов и матрицы к окислению. В работе [5] показано, что при формировании покрытий из стали Р6М5 с применением метода электронно-лучевой наплавки в вакууме удастся сформировать равномерное мультимодальное распределение упрочняющих фаз в аустенитно-мартенситной матрице. Данное распределение, наряду со структурно-неустойчивой связующей фазой, обеспечивает значительное повышение абразивной износостойкости данным покрытиям.

Целью настоящих исследований явилось изучение процессов изнашивания и изменения структурно-фазового состояния покрытий на основе стали Р6М5, полученных с помощью ЭЛН в паре со стальным контртелом в интервале скоростей скольжения 1,2-3,6 м/с, нагрузок 20-100 Н и температур до 200°C.

Испытания на трение проводились на машине трения СМТ-20 с использованием схемы «колесо – две плоские колодки» при ступенчатом повышении скорости и нагрузки в условиях трения без смазки. Контртелом служило колесо диаметром 62 мм и шириной 15 мм, изготовленное из закаленной шарикоподшипниковой стали ШХ15 (HRC 63...65).

Структуру наплавленных покрытий до и после испытаний на износ исследовали с помощью ОМ, РЭМ и ионно-электронного микроскопа. Анализ химического состава проводили методом микрорентгеноспектрального анализа. Структурные исследования проводили с помощью рентгеноструктурного анализа. Оценку параметров шероховатости проводили на установке сканирующего интерференционного микроскопа.

В паре трения сталь Р6М5 – сталь ШХ15 установлено две области катастрофического изнашивания покрытия при скоростях скольжения 2,4 и 3,6 м/с и нагрузках 60 и 100 Н соответственно. В интервале нагрузок 20...40 Н и 60...80 Н наблюдаются две области установившегося износа.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания Министерства образования и науки РФ на проведение научно-исследовательских работ ТПУ № 862.

Литература:

1. Hanlon D.N., Rainforth W.M. The rolling sliding wear response of conventionally processed and spray formed high speed steel at ambient and elevated temperature // *Wear*. – 2003. – V.255. – P. 956–966.
2. Molinari A., Pellizzari M. Oxidation behaviour of ledeburitic steels for hot rolls // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2000. – V.280. – P. 255–262.
3. Pellizzari M., Molinari A., Straffelini G. Tribological behaviour of hot rolling rolls // *Wear*. – 2005. – V.259. – P. 1281–1289.
4. Joos O., Boher C., Vergne C., Gaspard C., Nylen T., Rezash-Aria F. Assessment of oxide scales influence on wear damage of HSM work rolls // *Wear*. – 2007. – V.263. – P. 198–206.
5. Gnyusov S.F., Ignatov A.A., Durakov V.G., Tarasov S.Yu. The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear re-sistance of deposited M2 steel // *Applied Surface Science*. – 2012. – V.263. – P. 215–222.

ИССЛЕДОВАНИЕ НОРМАЛЬНЫХ КОЛЕБАНИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОШАРОВ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Игошкин А.М., Головнев И.Ф., Фомин В.М.

*Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Новосибирск, Россия
igoshkin@itam.nsc.ru, golovnev@itam.nsc.ru, fomin@itam.nsc.ru*

В настоящее время широко известно, что наноструктурированные материалы, такие как фотонные кристаллы, часто обладают уникальными свойствами, востребованными в современных технических приложениях. При этом малые размеры составных элементов данных материалов обуславливают необходимость использования атомарных подходов для адекватного описания процессов, протекающих в них. К таким методам относятся, например, молекулярно-динамическое моделирование, метод Монте-Карло, а также прямые квантовые расчеты. Самым мощным среди них при работе с системами порядка нескольких тысяч частиц является метод молекулярной динамики, что обуславливает его актуальность при решении данного круга задач.

В работе были исследованы колебательные характеристики медных наночастиц, радиус которых варьировался в интервале от 10 до 40 ангстрем. Данные наноструктуры представляли собой сферические фрагменты идеального кристалла с ГЦК-структурой. В них посредством всесторонних деформаций с различными амплитудами возбуждались сферически симметричные моды колебаний. После этого производился подробный анализ дальнейшей эволюции возникших в наночастицах пульсаций. Для этого был введен комплекс энергетических и геометрических величин характеризующих мгновенные состояния осциллирующих наноструктур. Затем с помощью спектрального анализа были найдены параметры, описывающие непосредственно колебательные свойства рассматриваемых наночастиц.

В ходе дальнейшего анализа данных параметров была установлена связь между геометрией наноструктур и их спектральными характеристиками. В частности, было показано, что спектр рассматриваемых осцилляций является дискретным. Помимо этого был выявлен интервал амплитуд, когда, несмотря на ангармонические поправки, колебания являются практически не затухающими. То есть, рассматриваемые осцилляции обладают некоторыми свойствами нормальных колебаний. При этом установлено, что в отличие от классического представления, в котором нормальные колебания описываются как набор независимых осцилляторов, частоты, в данном случае, являются величинами, зависящими от амплитуд соответствующих мод.

О НЕКОТОРЫХ АСПЕКТАХ ПРИМЕНЕНИЯ НАНОУГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ И СТРОЙИНДУСТРИИ

Ионов В.В.¹, Саркисов Ю.С.¹, Ларионов С.А.¹, Власов Ю.А.¹,
Копаница Н.О.¹, Горленко Н.П.¹, Клопотов А.А.^{1,2}, Абзаев Ю.А.¹,
Касаткина А.В.¹, Клопотов В.Д.¹

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

klopotovaa@tsuab.ru

В настоящее время наноматериалы и нанотехнологии находят широкое применение в различных областях науки и техники. В материаловедении меняется парадигма синтеза материалов с заданными свойствами: от методологии Курнакова «состав-структура-свойства» до современной методологии «состав-структура-организация-функция-свойства-поведение», дополняемой такими понятиями, как «размер», «дисперсность», «форма», «кривизна», «протяженность» и др., что характерно для нанообъективности металлической, так и неметаллической природы. Наибольшее применение находят неметаллические наноматериалы на основе углерода и кремния. Особое внимание уделяется нанодисперсному углероду, представленному такими формами, как фуллерены, нанотрубки, наноалмазы, нанокластеры и др. Большое число публикаций, ссылки на которые можно найти в работе, посвящено фуллеренам. Методы получения углеродных нанотрубок, их строение и физико-химические свойства подробно рассмотрены в работе. Некоторые аспекты применения наноуглеродных материалов в машиностроении и стройиндустрии в этой статье.

ПОРИСТЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Казьмина О.В.¹, Душкина М.А.¹, Суслиев В.И.², Семухин Б.С.³

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

³Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,

kazmina@tpu.ru

Показано, что пеностеклокристаллический материал, полученный по низкотемпературной технологии, может использоваться не только как теплоизоляционный, но и для облицовки помещений в виде защитных экранов снижающих вредное влияние электромагнитного излучения, а также для устройства безэховых камер и помещений с низким уровнем электромагнитного фона.

В настоящее время в связи с возрастающим фоном электромагнитного излучения вопросы разработки радиопоглощающих материалов

различного назначения становятся особенно актуальными [1 – 3]. Данные материалы применяются для решения проблем электромагнитной совместимости радиоэлектронных устройств, защиты компьютерных систем обработки информации от несанкционированного доступа, защиты биологических объектов от электромагнитных полей, а также для снижения радиолокационной заметности объектов военного и гражданского назначения. Основные требования, предъявляемые к радиопоглощающим материалам: широкий диапазон рабочих частот, низкий удельный вес и габариты, устойчивость к воздействию окружающей среды, пожаробезопасность.

Пористые материалы неорганической природы, такие как пеностекло, ячеистый бетон, вспененный гипс, имеют более низкую эффективность защиты по сравнению с полимеркомпозитными материалами и металлическими сплавами, но имеют ряд преимуществ экологической направленности. Данные материалы являются пожаробезопасными и долговечными, а пеностекло отличается низкими значениями водопоглощения и теплопроводности, и относительно высокой прочностью. Повышая поглощающую способность пеностеклянных материалов их можно рассматривать в качестве перспективных материалов для защиты от электромагнитного излучения.

Цель работы – сравнить параметры электромагнитного отклика (коэффициенты прохождения и отражения) в диапазоне 26 – 260 ГГц пеностеклянных материалов, полученных по традиционной порошковой технологии из стеклобоя и синтезированного по низкотемпературной технологии стеклокристаллического продукта (далее пеностеклокристаллический материал).

Исходным сырьем для получения пеностеклокристаллических материалов опробованы различные виды доступного и распространенного природного сырья, а также промышленные отходы. Используя различное сырье и подбирая в каждом конкретном случае оптимальный температурный режим синтеза можно управлять макро- и микроструктурой материала, варьируя его свойства в широком диапазоне [4 – 5]. В данном случае для исследований выбран материал, полученный на основе кремнеземистого сырья, с характеристиками, приведенными в таблице 1.

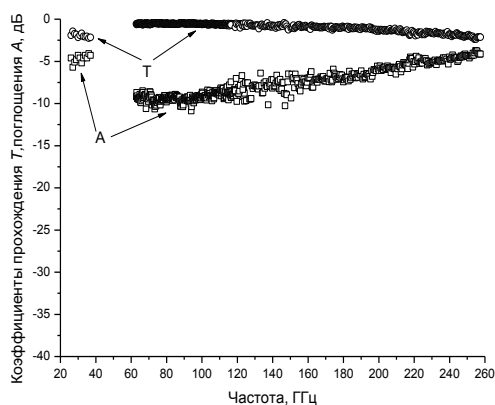
Исследование электромагнитных характеристик образцов показало, что оба материала эффективно взаимодействуют с электромагнитным излучением. При этом коэффициенты отражения у образцов приблизительно одинаковы и находятся на уровне 10 %, что определяется поглощающими свойствами материала. Это связано с использованием одного вида газообразователя (газовая сажа), отвечающего за пространственную организацию носителей заряда. Прохождение излучения через образец снижается в большей степени в области высокочастотного диапазона (свыше 100 ГГц) для пеностеклокристал-

4. Перспективные материалы как многоуровневые системы

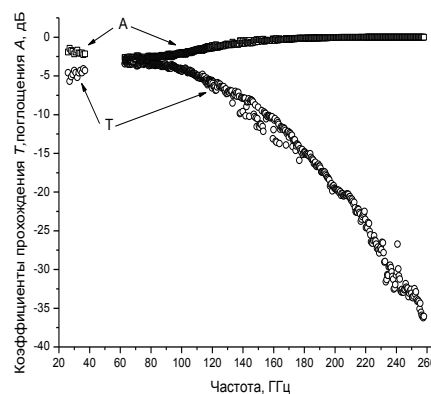
лического материала (рис. 1), что объясняется присутствием в материале диполей и более высокими значениями диэлектрической проницаемости.

Таблица 1. Характеристика пеностеклокристаллического материала

Физико-механические свойства пеноматериала			
Плотность средняя, кг/м ³	Прочность при сжатии, МПа	Водопоглощение объёмное, %	Коэффициент теплопроводности при 20 °С, Вт/м К
180 – 200	2,6 – 2,8	2 – 3	0,06 – 0,07
Характеристика поровой структуры и фазового состава межпоровой перегородки			
Средний размер пор, мм	Средний размер межпоровой перегородки, мкм	Количество стеклофазы, об. %	Количество кристаллической фазы, об. %
0,8	40	93	7



а



б

Рис. 1. Параметры электромагнитного отклика пеностекла, полученного из промышленного стеклобоя (а) и стеклокристаллического материала (б)

Измерения показали, что большие значения диэлектрической проницаемости имеют образцы пеностеклокристаллического материала, что характеризует его как материал с более высокой степенью поляризации (рис. 2). Эти данные подтверждаются результаты ИК – спектроскопии. Установлено, что в образцах пеностеклокристаллического материала появляется полоса 1088 см⁻¹, которая отсутствует в пеностекле, полученном из стеклобоя, соответствующая колебаниям немостиковых связей Si-O-Si, а также полоса поглощения, которая относится к валентным колебаниям ОН-групп (рис. 3).

Физическим механизмом, объясняющим поглощение материалом электромагнитного излучения, является с одной стороны присутствие ультрадисперсных частиц углерода, взаимодействующих с полем, и создающих объемный электропроводящий каркас. С другой стороны рассеивающая способность пористой системы за счет существования областей частичного и полного отражения, которые возникают на границе раздела «стекло-пора».

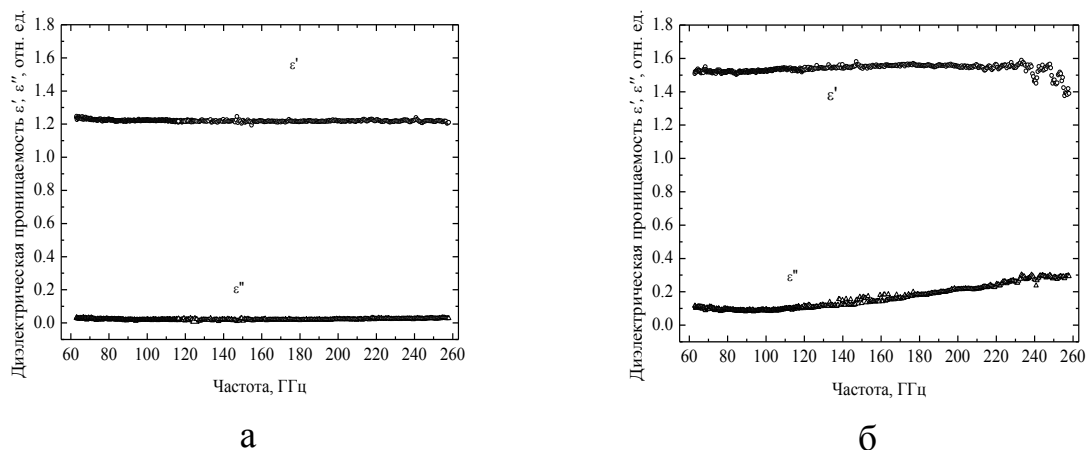


Рис. 2. Спектры диэлектрической проницаемости пеностекла, полученного из промышленного стеклобоя (а) и стеклокристаллического материала (б)

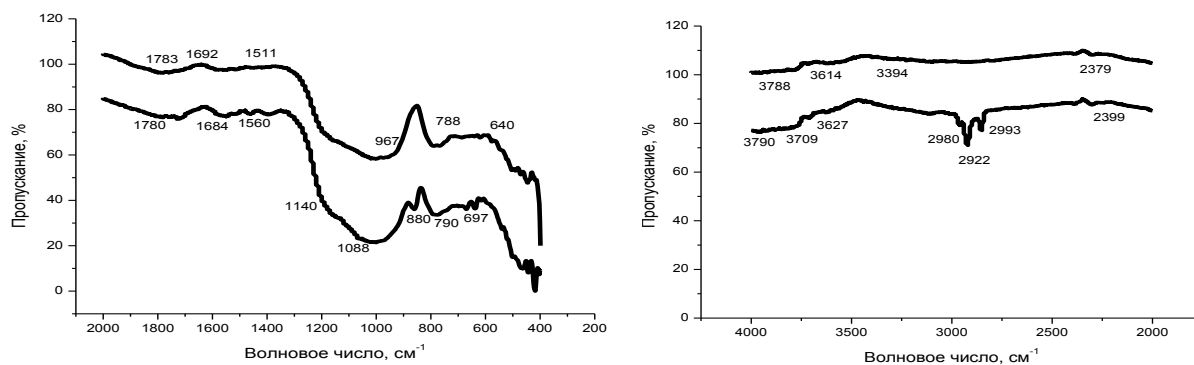


Рис. 3. ИК спектры пеностекла, полученного из промышленного стеклобоя (верхний спектр) и пеностеклокристаллического материала (нижний спектр) в двух диапазонах

Исследования показали, что отличия по электрофизическим показателям образцов обусловлены также и различиями их макроструктуры: средний размер пор составляет 0,8 и 1,2 мм соответственно для пеностеклокристаллического материала и пеностекла, форма пор гексагональная в первом и сферическая во втором случае. Данные отличия вызваны присутствием в межпоровой перегородке пеностеклокристаллического материала остаточной кристаллической фазы в виде наноразмерного кварца, что подтверждается результатами электронно-микроскопического анализа. На электронных микроснимках высокого разрешения в аморфной матрице полученного пеноматериала наблюдаются сфероиды-глобулы размерами от 60 до 160 нм. Такие глобулы не обнаруживаются в перегородках пеностекла и в образцах стеклокристаллического пеноматериала с размерами частиц остаточного кварца свыше 300 нм. Рентгенодисперсионный анализ содержания кремния в аморфной матрице перегородки показал его неоднородное распределение. Максимальная концентрация атомов кремния наблюдается у границ перегородки, минимальная – в середине.

Проведенные исследования показали, что пеностеклокристаллический материал, полученный по низкотемпературной технологии, может использоваться не только как теплоизоляционный, но и для облицовки помещений (в виде защитных экранов) снижающих вредное влияние электромагнитного излучения, а также для устройства безэховых камер и помещений с низким уровнем электромагнитного фона, что, безусловно, является достоинством материала. Материал имеет относительно низкий коэффициент отражения, достаточно высокий (более 10 Дб/см) коэффициент поглощения, при этом рабочий диапазон температур и долговечность выше, по сравнению с традиционными защитными материалами.

Работа выполнена при финансовой поддержке ГЗ «Наука» № 1235.

Литература:

1. Qing Zheng, Hualin Fan, Jun Liu, Yao Ma, Lin Yang. Hierarchical lattice composites for electromagnetic and mechanical energy absorptions. *Composites Part B: Engineering* Vol. 53, 152–158, 2013.
2. Limeng Chen, Rahmi Ozisik, Linda S. Schadler. The influence of carbon nanotube aspect ratio on the foam morphology of MWNT/PMMA nanocomposite foams. *Polymer*. Volume 51, Issue 11, 2368–2375, 2010.
3. Ki-Yeon Park, Sang-Eui Lee, Chun-Gon Kim, Jae-Hung Han. Fabrication and electromagnetic characteristics of electromagnetic wave absorbing sandwich structures. *Composites Science and Technology*. Volume 66, Issues 3–4, 576–584 (2006).
4. Казьмина О.В., Верещагин В.И., Абияка А.Н. Перспективы использования тонкодисперсных кварцевых песков в производстве пеностеклокристаллических материалов // *Стекло и керамика*. – 2008. № 9. – С. 28–30.
5. Казьмина О.В., Верещагин В.И. Семухин Б.С. Структура и прочность пеностеклокристаллического материала из низкотемпературного стеклогранулята // *Физика и химия стекла*. – 2011. – Т.37, № 4, – С. 29–36.

МЕЗОСТРУКТУРЫ И ДЕФОРМАЦИЯ КЕРАМИКИ $ZrO_2(Me_xO_y)$ КАРКАСНОГО СТРОЕНИЯ

Калатур Е.С.¹, Чашин В.О.², Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*
kalatures@mail.ru

В последнее время пористые керамики привлекают пристальное внимание исследователей в качестве материала для остеоимплантатов. Присутствие пористости в данном случае является необходимым условием интеграции в системе кость-имплантат. Несмотря на высокую биосовместимость керамических материалов с организмом их использование в эндопротезировании ограничено вследствие их крайне малой предельной

деформации до разрушения. Один из путей увеличения деформационной способности пористых керамик это создание в керамиках мезоструктур (стержневая, ячеистая структуры), обеспечивающих нелинейно–упругий отклик макрообъема материала на механическое воздействие.

Исходя из вышесказанного, цель данной работы – изучение механизмов деформирования пористых оксидных керамик $ZrO_2(Me_xO_y)$ с ячеистой структурой.

Для получения пористой керамики использованы порошки на основе ZrO_2 , состоящие преимущественно из пустотелых частиц сферической формы.

Показано, что морфологическое строение исходных порошков определяет характер распределения пористости в спечённых керамиках: структура керамик $ZrO_2(Me_xO_y)$ при пористости более 30 % представляет собой ячеистый каркас с бимодальной пористостью, сформированной крупными внутриячеистыми пустотами и эквипартными порами. Диаметр ячеек многократно превышал толщину их стенок, которая представляла собой однослойную укладку зерен ZrO_2 .

Деформационные диаграммы керамик имели нехарактерный для хрупких материалов вид. Восходящие ветви деформационных диаграмм пористых керамик (стадия активной деформации) можно охарактеризовать двумя отличительными чертами: I – негуковское поведение до величины деформации $\varepsilon_1 \approx 0.5 \%$, II – присутствие вертикальных участков сброса напряжения, связанных с появлением в материале микроповреждений.

Установлено, что керамики $ZrO_2(Me_xO_y)$ при пористости более 30 % с бимодальным распределением пор по размерам при нагружении сжатием проявляют микромеханическую неустойчивость, обусловленную обратимой деформацией ячеистых элементов. Для такой керамики увеличение объёма порового пространства сопровождается увеличением деформации в упругой области.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 14-08-31087\14).

МЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОРОШКА И СВОЙСТВА АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ

Калатур Е.С.¹, Ханзина Н.О.², Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*
kalatures@mail.ru

Механическая обработка порошков высокомодульных соединений один из наиболее эффективных способов активации в них физико-химических процессов. Результатом механической обработки порошков является увеличение дисперсности, формирование центров с повышенной активностью на вновь образованных поверхностях, что интенсифицирует

их уплотнения при спекании. Несмотря на то, что процессы, происходящие при механической обработке порошков, и её влияние на их свойства уже давно являются предметом пристального внимания исследователей, при использовании механической обработки в качестве операции подготовки конкретной порошковой системы к спеканию, всегда возникает вопрос о влиянии длительности механической обработки на свойства и гранулометрический состав порошковой системы и получаемой из неё керамики.

В данной работе изучено влияние длительности механической обработки в барабанной мельнице порошка Al_2O_3 на морфологию частиц и плотность получаемой из него керамики.

Порошок Al_2O_3 состоял из крупных глобулярных агрегатов, средний размер которых составлял 90 мкм. Агрегаты имели разветвлённую поверхность и состояли из пластинчатых частиц, размер которых находился в диапазоне от 2 до 25 мкм.

После механической обработки порошка Al_2O_3 в течение 5 часов в нём значительно сократилось количество агрегатов. При обработке порошка в течение 25 часов произошло практически полное разрушение агрегатов, составляющих исходный порошок. Порошок разделился на фракции, которые сформировали три максимума в распределении частиц по размерам. Мелкую фракцию составили частицы со средним размером 3 мкм, более крупную фракцию со средним размером 12 мкм и самую крупную фракцию частицы, средний размер которых составил 30 мкм.

Несмотря на столь значительные изменения в гранулометрическом составе порошка Al_2O_3 в процессе механической обработки, величина его удельной поверхности оставалась без изменений и сохранялась на уровне 50 г/м^2 . Механическая обработка привела к увеличению насыпной плотности порошка и плотности получаемой из него керамики. После 65 часов механической обработки насыпная плотность порошка практически в два раза превышала его насыпную плотность в исходном состоянии и составляла 0.8 г/см^3 . Плотность полученной керамики при этом также увеличилась в два раза от 1.8 г/см^3 из порошка в исходном состоянии до 3.6 г/см^3 из порошка, подвергнутого механической обработке в течение 65 часов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 14-08-31087\14).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА И ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23 ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ ИНТЕНСИВНЫМ ПОТОКОМ ИОНОВ МЕДИ.

Калашников М.П., Сергеев В.П., Нейфельд В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

kmp1980@mail.ru

В настоящее время для изготовления ответственных деталей современных летательных аппаратов разработан и применяется перспективный высокопрочный титановый сплав ВТ-23. С целью расширения областей его применения требуется изучение возможностей модификации его структурных характеристик и механических свойств. В работе исследуется влияние интенсивной поверхностной обработки потоком ионов на структурно-фазовое состояние и микротвердость титана и его сплава ВТ-23. После закалки и старения фазовый состав ВТ-23 представляет собой легированный $(\alpha+\beta)$ -мартенсит. Для эффективного наноструктурирования его поверхностного слоя высокоэнергетическими ионными пучками целесообразно выбрать ионы элементов замещения с атомным радиусом меньше, а массой больше, чем у титана, которые могут проникать на относительно большие глубины и при внедрении создавать значительную упругую деформацию решетки. Для этой цели были выбраны ионы меди, которые обладают наиболее подходящими характеристиками. Ионнопучковую обработку проводили с помощью сильноточного вакуумно-дугового источника ионов при ускоряющем напряжении 900 В и плотности ионного тока до 5 мА/см². При этом температура образцов в процессе ионной обработки находилась в пределах 973-1073К.

С помощью нанотвердомера NanoHardnessTester (CSM) определена зависимость изменения микротвердости поверхностного слоя образцов ВТ23 от длительности их обработки ионами меди. В интервале длительностей от 3 до 6 мин. наблюдается резкое возрастание микротвердости H_m в ~ 3 раза. При продолжении процесса ионной обработки рост H_m замедляется и при длительности ~ 7 мин. выходит на насыщение на уровне величины $H_m \approx 12,1 \pm 0,6$ ГПа.

При исследовании концентрационных профилей ионно-модифицированных поверхностных слоев методом микрорентгено-спектрального анализа обнаружено наличие в нем меди. При этом с ростом глубины в поверхностном слое концентрация внедренных ионов меди повышается от некоторой начальной величины C_{i0} до максимального значения $C_{imax} \approx 33$ ат.% а затем плавно понижается до нуля. Толщина легированного медью слоя увеличивается от ~ 100 нм до ~ 800 нм с ростом длительности ионной обработки, соответственно, от 3 до 6 мин.

При изучении фазового состава модифицированного ионами меди поверхностного слоя сплава ВТ-23 на основе микроэлектроннограмм, полученных с помощью просвечивающего электронного микроскопа высокого

разрешения JEM-2100, на поперечных срезах образцов, обнаружено образование в нем значительного количества интерметаллидных фаз на основе соединений Cu_xTi_y , которые, как известно, имеют более высокую твердость, чем фазы $\alpha\text{-Ti}$ и $\beta\text{-Ti}$.

Таким образом, наблюдаемое увеличение микротвердости поверхностного слоя, по-видимому, связано с образованием в ионно-легированном поверхностном слое более твердых интерметаллидных фаз на основе Cu_xTi_y , а ее возрастание при увеличении длительности ионной обработки – с ростом толщины ионно-легированного слоя. Выход зависимости микротвердости от длительности ионной обработки на насыщение обусловлен ограничением глубины внедрения ионов меди в поверхностный слой образцов, которая определяется экспериментальными условиями и режимами процесса.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННОГО НА МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Капралов Е.В.¹, Райков С.В.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3},

Будовских Е.А.¹, Соснин К.В.¹, Ващук Е.С.¹, Г. Танг⁴

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

⁴Институт перспективных материалов Университета Циньхуа, Шеньжень, КНР
gromov@physics.sibsiu.ru, yufi55@mail.ru

Целью работы являлось изучение структуры, фазового состава и трибологических характеристик износостойкого покрытия, наплавленного электродуговым методом на мартенситную сталь.

Материалом подложки являлась сталь Hardox 400, используемая при изготовлении деталей, подвергающихся абразивному износу в условиях ударных нагрузок.

Наплавку формировали порошковой проволокой марки EnDOtec DO*33 диаметром 1,6 мм. Элементный состав проволоки приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав проволоки EnDOtec DO*33

Химический элемент	C	Si	Mn	P	Cr	Nb	Fe
Содержание, вес. %	2,06	0,65	2,51	0,03	13,48	6,36	ост.

Наплавку проводили в среде защитного газа состава Ar 82 %, CO₂ 18 % при сварочном токе (250...300) А и напряжении на дуге (30...35) В.

Оптическая микроскопия поперечных шлифов покрытий показала, что толщина наплавленных слоев достигает 5,0...5,5 мм.

Микротвердость наплавленного покрытия остается неизменной по всей глубине до (3,7...4,0) мм. Среднее значение микротвердости упрочненного слоя составляет 900 HV, что в 3 раза больше микротвердости основного материала.

Исследования фазового состава, выполненные методами рентгенофазового анализа, показали, что наплавка является многофазным материалом. Основной фазой наплавленного слоя является α -железо (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа). Кроме α -железа в исследуемом материале в разном количестве присутствуют карбиды железа и ниобия, силицид железа, а также графит, γ -железо (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки железа)

Большую объемную долю частиц упрочняющей фазы (карбиды и силициды), относительное суммарное количество которых составляет $\approx 38\%$.

Методом экстрактивных угольных реплик установлено, что упрочняющими фазами, экстрагированными из наплавки, являются, как показывает индицирование микроэлектронограмм, карбиды железа (Fe_3C), ниобия (NbC и Nb_2C), хрома (Cr_3C_2 и Cr_7C_3), а также карбиды сложного состава $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$ и $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$. Форма частиц преимущественно глобулярная. Размеры частиц карбидной фазы изменяются от единиц до сотен нанометров.

Основной карбидной фазой является карбид на основе железа, располагающийся протяженными прослойками, разделяющими зерна α -железа. Частицы карбида хрома и ниобия наноразмерного диапазона располагаются на межфазных границах системы (α -железо / карбид железа), а также в объеме зерен α -железа.

Таким образом, результаты, полученные методами современного физического материаловедения позволяют высказать предположение, что механизмами, ответственными за высокие значения твердости и износостойкости наплавки, являются формирование наноразмерных частиц карбидных фаз, расположенных, как в объеме, так и по границам зерен в α -железе.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ЭВОЛЮЦИИ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ ПРИ ТЁПЛОМ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ *авс*-ПРЕССОВАНИИ

Кашин О.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Круковский К.В.

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

Возможность значительного улучшения прочностных и функциональных свойств металлов и сплавов путем формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры к настоящему времени показана в многочисленных работах. Характеристики УМЗ структуры (размер зерен, состояние границ зерен, внутризеренная субструктура, термостабильность, текстура) определяют свойства получаемых материалов. Поэтому изучению закономерностей и механизмов эволюции зеренной структуры металлов и сплавов в процессе задания больших пластических деформаций в

зависимости от исходного структурно-фазового состояния материала, метода деформирования и температурно-деформационных режимов уделяется особое внимание. На основании имеющихся экспериментальных данных, в основном полученных для ограниченного числа чистых металлов и некоторых сталей и сплавов, предложены ряд механизмов измельчения зерен при ТМО. В качестве основных механизмов трансформации зеренной микроструктуры в процессе ТМО рассматриваются прерывистая и непрерывная динамическая рекристаллизация.

Настоящая работа посвящена изучению закономерностей и механизмов формирования микроструктуры сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ при изотермическом (723 К) *abc*-прессовании.

Обнаружено, что в разных областях образца с увеличением степени заданной деформации развитие микроструктуры происходит по различным схемам. В одной из областей с самого начала развиваются деформационные процессы по механизму непрерывной динамической рекристаллизации: в процессе *abc*-прессования повышается плотность дислокаций, что постепенно приводит к фрагментации зерен и последующему формированию мелких зерен с большеугловыми границами. На начальных стадиях *abc*-прессования в области ковочного креста происходит резкое увеличение размера зерен, в некоторых случаях превышающим исходный почти на порядок. Предположено, что крупнозернистые области формируются одновременно, как минимум, по двум механизмам. Одним из механизмов является миграция границ зерен, причиной которой является разная плотность дислокаций у границы в соседних зернах. Этот механизм можно назвать динамической собирательной рекристаллизацией. Другим механизмом формирования крупных зёрен в условиях рассматриваемого термодформационного процесса может быть объединение нескольких соседних зерен за счет «рассыпания» большеугловых границ зерен в процессе теплой деформации. В области ковочного креста при достижении критических значений параметров деформирования с большеугловой границы зерен генерируется большое количество дислокаций, граница как бы распадается на отдельные дислокации, которые обеспечивают разворот и подстройку кристаллических решеток на отдельном участке границы двух соседних зерен. При степенях истинной деформации $e > 2$ во всем объеме образца происходит измельчение зеренной структуры по механизму непрерывной динамической рекристаллизации, приводящее к формированию однородной мелкозернистой структуры с высокой объемной долей субмикрокристаллической и наноструктурной фракций.

Таким образом, в процессе теплого *abc*-прессования вследствие локализации деформации трансформация зёренной структуры в разных объемах образца сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ происходит по различным схемам, однако при достаточно больших степенях деформации ($e \sim 8$) во всем объеме образца формируется мелкозернистая структура с субмикрокристаллической и наноструктурной фракциями.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта СО РАН III.20.2.2.

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПЛАЗМЕННО-ИММЕРСИОННОЙ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ СЕРДЕЧНО-СОСУДИСТЫХ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И., Кашин О.А., Мейснер Л.Л., Борисов Д.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

okashin@ispms.tsc.ru

Одним из наиболее эффективных подходов к лечению и профилактике сердечно-сосудистых заболеваний является имплантация металлических или полимерных конструкций в кровеносные сосуды или отдельные камеры сердца. В последние годы для этих целей широко используют имплантаты из сплавов с эффектами памяти формы и сверхэластичности на основе никелида титана (саморасширяющиеся окклюдеры, кардиологические и периферические стенты, кава-фильтры, сердечные клапаны). Основным требованием для использования таких имплантатов является их биосовместимость с организмом человека. Важным показателем высокой биосовместимости является быстрое зарастание поверхности имплантата после его имплантации слоем эндотелиальных клеток, обуславливающее интеграцию имплантата с организмом человека. Для формирования эндотелиального слоя на поверхности стента необходимо, чтобы клетки имели высокую степень адгезии к поверхности имплантата, быстро размножались и обладали высокой жизнеспособностью. В свою очередь скорость эндотелизации поверхности имплантата определяется характером взаимодействия эндотелиальных клеток с материалом имплантата. На это взаимодействие оказывает влияние ряд взаимосвязанных факторов: химический и фазовый состав поверхностных слоев имплантата, топография его поверхности - шероховатость, периодичность в расположении впадин и выпуклостей. Для целенаправленного изменения указанных факторов с целью стимуляции образования на поверхности стента сплошного слоя эндотелиальных клеток используют различные способы модификации поверхности имплантатов – нанесение покрытий, формирование заданного химического и фазового состава с использованием ионно-плазменных технологий.

Перспективным методом для вариации химического состава и топологических характеристик поверхностного слоя является технология ионно-плазменной обработки с использованием объемной низкотемпературной газоразрядной плазмы высокой плотности – технология плазменно-иммерсионной ионной модификации поверхности. Эта технология, в отличие от классической ионно-плазменной обработки направленным ускоренным пучком ионов, позволяет вводить различные легирующие элементы в приповерхностный слой изделий сложной формы, какими являются сердечно-сосудистые имплантаты. Используемая в

настоящей работе уникальная установка плазменно-иммерсионной ионной обработки позволяет в широком диапазоне варьировать технологические параметры, что обеспечивает возможность получать поверхность образцов и изделий из никелида титана с различной топографией и химическим составом. Ранее нами было показано, что модификация поверхности сплавов на основе никелида титана ионами кремния увеличила эффективность пролиферации мезенхимальных стволовых клеток почти на 50 %. Есть все основания ожидать, что такой же эффект может быть достигнут и для эндотелиальных клеток. Поэтому для модификации поверхности использовали ионы кремния.

В работе приведено описание конструкции установки, исследованы изменения топографии, химического и фазового состава поверхности никелида титана в зависимости от технологических режимов плазменно-иммерсионной модификации поверхности.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП (Соглашение № 14.604.21.0031 от 17.06.2014 г. о предоставлении субсидии).

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ ПРИ РАЗРАБОТКЕ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И., Кашин О.А., Гришков В.Н., Мейснер Л.Л.

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

При разработке саморасширяющихся внутрисосудистых медицинских имплантатов из сплавов на основе никелида титана (окклюдеры, стенты, кава-фильтры, сердечные клапаны) задание формы имплантата, которую он должен иметь после его установки в организм человека, проводят путём его термообработки в заневоленном состоянии на специальной оснастке. Заневоливание делают для того, чтобы заданная форма не могла измениться в результате самопроизвольных деформаций отдельных элементов имплантата при нагреве. Во время нагрева в никелиде титана происходит обратный мартенситный переход, и изделие стремится возвратиться к первоначальной форме, чему препятствует заневоливание. В результате в изделии возникают так называемые реактивные напряжения, которые релаксируют при отжиге. Поэтому при освобождении из заневоленного состояния после охлаждения от температуры отжига изделие сохраняет заданную оправкой форму. Установку таких имплантатов в организм человека осуществляют транскатетерным путём: в кровеносный сосуд (например, в бедренную артерию) вводят катетер (полимерную трубку) с помещённым внутри его концевой части имплантатом, который находится в свёрнутом состоянии. После доставки имплантата к месту установки происходит раскрытие имплантата, и он принимает заданную при термообработке форму. Восстановление заранее заданной формы имплантата осуществляется за счёт эффекта сверхэластичности, который

наблюдается в сплавах никелида титана, испытывающих термоупругие мартенситные превращения (МП) из высокотемпературной кубической B2 фазы в мартенситные фазы с ромбоэдрической R или моноклинной B19' структурами, либо последовательные МП $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$. Полнота формовосстановления имплантата за счёт эффекта сверхэластичности при его установке в организм человека является одним из необходимых условий эффективности применения имплантата для лечения или профилактики сердечно-сосудистой патологии.

Величина эффекта сверхэластичности (и, соответственно, степень формовосстановления) в заданном температурном интервале (в рассматриваемом случае - при температуре человеческого тела) зависит от температур и последовательности мартенситных превращений, величины температурного интервала прямого мартенситного превращения. Указанные характеристики определяются химическим и фазовым составом материала имплантата, однородностью химического состава по объёму материала, наличием внутренних напряжений, что зависит от технологии выплавки материала и его передела.

На основании анализа литературных данных и результатов собственных исследований сделан вывод, что уменьшение температурного интервала и повышение полноты прямого мартенситного превращения материала имплантата будет благоприятным фактором для увеличения полноты формовосстановления. Целенаправленно изменять характеристики мартенситных превращений можно путём термообработок. При термообработках происходит изменение химического состава материала за счёт выделения обогащённой никелем фазы, снижается уровень внутренних напряжений.

В работе на примере конкретного сплава на основе никелида титана, который используется при изготовлении сосудистых стентов, разработан режим термообработки, позволивший одновременно с заданием формы изделия добиться высокой степени формовосстановления – не менее 97 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП (Соглашение № 14.604.21.0031 от 17.06.2014 г. о предоставлении субсидии).

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ В ГЕОМЕТРИЧЕСКИ И ТОПОЛОГИЧЕСКИ ПЛОТНОУПАКОВАННЫХ СВЕРХСТРУКТУРАХ

Кнестяпин Е.А.¹, Морозов М.М.², Потеев А.И.³, Клопотов А.А.^{1,3},
Кулагина В.В.³, Маркова Т.Н.², Клопотов В.Д.⁴

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,

²Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

³Национальный исследовательский томский государственный университет, Россия,

⁴Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

klopotovaa@tsuab.ru

Целый ряд современных промышленных сплавов включает в себя интерметаллические соединения (ИС), которые входят в них в качестве

составляющих и определяют как механические, так и физические свойства. Теоретический и практический интерес к ИС связан прежде всего с условиями при которых они стабильны. В топологически и геометрически плотноупакованных ИС роль разных факторов (кристаллогеометрических, термодинамических и др.) и разных иерархических уровней различна при их образовании и в их стабильности. Поэтому работы по поиску общих закономерностей и особенностей по стабильности фаз в топологически и геометрически плотноупакованных ИС в зависимости от кристаллогеометрических параметров являются актуальными.

Объектами исследования со стороны топологически плотноупакованных соединений были фазы Лавеса состава A_2B . Эти фазы принадлежат к классу Франк-Касперовских фаз, обладающих топологически плотноупакованными структурами. В общем случае они имеют состав AB_2 с атомом большего размера в центре 16 атомного Франк-Касперовского полиэдра и атомов меньшего размера B в центре икосаэдра. В группу таких ИС попадают фазы Лавеса состава AB_2 ($MgCu_2$ (C15), $MnZn_2$ (C14) и $MgNi_2$ (C36)). Установлено, что сплавы с фазами Лавеса C14 обладают высоким коэффициентом заполнения пространства, который значительно превосходит коэффициент упаковки равный 0,74 для чистых металлов с ГПУ решеткой. Показано, что наиболее многочисленной группе принадлежат сплавы, у которых имеет место линейная зависимость между коэффициентами заполнения пространства и сверхструктурным сжатием.

Со стороны геометрически плотноупакованных упорядоченных соединений были исследованы ИС состава A_3B на основе ГЦК решетки со структурой $L1_2$. Рассмотрена роль соотношения атомных радиусов в формировании стабильных сверхструктур. Установлено, что более 70% интерметаллидов с $L1_2$ структурой образуются при условии $R_B/R_A > 1$, т.е. когда первый элемент имеет большие атомные радиусы. Вторым важным фактором для формирования стабильных структур $L1_2$ является тип электронной оболочки, образующими ее элементов. Показано, что более 80% сплавов с $L1_2$ структурой формируются d- f- и p-элементами. Установлено, что ИС со структурой $L1_2$ отличает высокий коэффициент заполнения пространства со средним значением порядка 0,79. Это значение превосходит коэффициент упаковки равный 0,74 для чистых металлов с ГЦК решеткой.

Построены статистические диаграммы распределения сплавов в зависимости от размерного фактора, коэффициента заполнения пространства и величины перекрытия атомов ближайших соседей на первой координационной сфере. На основе анализа диаграмм в координатах коэффициент заполнения пространства и сверхструктурного сжатия от величины перекрытия атомов выявлены ИС, у которых хорошо работает представление атомов в виде твердых сфер и соединения и, у которых необходимо учитывать величину взаимного проникновения атомов.

**ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО УЛЬТРАЗВУКОВОГО
ПОВЕРХНОСТНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ
НА ДИФфуЗИОННОЕ НАСЫЩЕНИЕ
ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ АЗОТОМ**

Ковалевская Ж.Г.^{1,2}, Клименов В.А.^{2,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

kovalevskaya@ispms.tsc.ru

В работе проведены исследования поверхностных слоев сталей диффузионно насыщенных азотом в плазме дугового разряда низкого давления и методом высокоинтенсивной низкоэнергетической ионно-лучевой имплантации. Исследования проводились на хромистых сталях марок 40Х, 20Х13 и 40Х13 с разным структурным состоянием – равновесным и метастабильным. Температура процесса насыщения поверхности азотом составляла от 200°С до 500°С. Комбинированная обработка стали включала последовательное ультразвуковое выглаживание поверхности и ионное насыщение азотом. Методами оптической металлографии, растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и дюрOMETрии исследованы особенности строения и фазового состава получаемых азотированных слоев.

Показано, что при насыщении поверхности стали азотом во всем исследуемом температурном интервале формируется поверхностный упрочненный слой. Строение и фазовый состав азотированного слоя задаются температурой азотирования, исходным структурным состоянием поверхностного слоя и предварительным ультразвуковым поверхностным модифицированием.

При температуре процесса 200°С и 350°С азотированный слой представляет собой диффузионную зону первого рода, содержащую азотистое α -железо с небольшой долей частиц нитридов железа и хрома. При азотировании стали в исходном состоянии диффузия азота осуществляется, в основном, по объему зерен. При комбинированной обработке диффузия атомов азота происходит предпочтительно по дефектам структуры – дислокациям и границам субзерен. За счет предварительного модифицирования в азотированном слое увеличивается доля нитридов и, как следствие, возрастает микротвердость.

Повышение температуры процесса до 500°С меняет строение азотированного слоя на всех типах стали. Азотированный слой состоит из зоны нитридов, образованной нитридами железа и диффузионной зоны второго рода, образованной за счет выделения в зернах α -железа мелкодисперсных частиц карбида хрома. Комбинированная обработка увеличивает глубину диффузионной зоны за счет активности дефектов,

обеспеченной процессами полигонизации. Интенсификация процесса диффузии азота вглубь материала увеличивает глубину диффузионной зоны, но незначительно снижает концентрацию азота, что приводит к снижению микротвердости диффузионной зоны азотированного слоя.

Таким образом, комбинированная обработка стали, включающая последовательное ультразвуковое выглаживание поверхности и ионное насыщение азотом, обеспечивает во всем исследованном интервале температур интенсификацию диффузионных процессов за счет наличия в поверхностном слое большего количества дефектов кристаллического строения, способных ускорить процесс перемещения атомов азота вглубь материала.

Авторы благодарят за тесное сотрудничество при выполнении работы коллег И.М. Гончаренко, В.А. Кукареко, Ю.Ф. Иванова, О.Б. Перевалову, С.В. Веселова.

ОСОБЕННОСТИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА СВС-КАРБОНИТРИДАМИ И АЛЮМОНИТРИДАМИ ТИТАНА ПРИ ДУГОВОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКЕ.

Гальченко Н.К.¹, Самарцев В.П.¹, Колесникова К.А.¹, Хамичёнок В.В.²

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

²ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», 654000, Новокузнецк, Россия

Kolesnikova_ksal@mail.ru.

В работе показана перспективность использования разработанных составов композиционных порошков с ультрадисперсными тугоплавкими соединениями на основе титана (TiC_xNy и Ti_2AN) для сварочных электродов и порошковой проволоки, используемых при электродуговой износостойкой наплавке. Исследованы структуры и фазовый состав и их влияние на достигаемый уровень эксплуатационных свойств. Показано, что введенные в состав электродной обмазки сварочного электрода Т-590 СВС-карбонитриды титана существенно изменяют структуру наплавленного слоя. Об этом свидетельствует переход структуры покрытий от столбчатой крупнокристаллитной к более однородной и мелкодисперсной, уменьшение ширины обогащенных межкристаллитных границ. В процессе наплавки формируются слои со структурой литого композита с двойными и тройными эвтектиками, в которых карбиды различного типа и дисперсности являются армирующим каркасом.

В условиях электродного производства ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» была изготовлена опытно-промышленная партия экспериментальных электродов Т-590 - 3,5 мас.% TiC_xNy , для упрочнения конвейера по подаче обрезки блюмсов. Производственные испытания показали хорошее качество наплавленных покрытий и более высокую абразивную износостойкость по сравнению с покрытиями, наплавленными электродами Т-590 ($K_{и}=1,5-2$).

Порошковая проволока для автоматической наплавки с порошковыми заполнителями из механической смеси металлического порошка Ст.50 с

карбонитридами и алюмонитридами титана была использована для упрочняющей наплавки валков горячей прокатки в вальцетокарном цехе на ОАО «ЗСМК». По сравнению с используемой на производстве порошковой проволокой 35B9X3ФС, наплавка проводилась без предварительного подогрева валков. Эксплуатационные испытания, проведенные на сталепроволочном стане ПС 250-1 (клеть Б-95), показали, что прокатные валки выдержали регламент по количеству прокатанных слитков, который составил 49000 т.

Отличительной особенностью сварочных электродов и порошковой проволоки экспериментальных составов является хорошая сплавляемость с основным металлом, повышенная твердость, абразивная износостойкость и термостойкость. Это позволяет рекомендовать указанные составы электродов для поверхностного упрочнения рабочих органов деталей машин и механизмов, работающих в условиях ударно-абразивных нагрузок.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТРУКТУР СТАЛЕЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ СИНТЕЗОМ

Сапченко И.Г.¹, Комаров О.Н.¹, Жилин С.Г.¹, Потянихин Д.А.²

¹*Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, Владивосток, Россия,*
Амурский гуманитарно - педагогический государственный университет, Россия
zhilin@imim.ru

Побочным продуктом металлургических процессов являются техногенные образования к которым относят окалину, стружку черных и цветных металлов. Существующие методы утилизации или переработки таких образований малоэффективны. Процесс получения металлоизделий алюмотермитным восстановлением металла из окалины не требует внешнего подвода тепла к шихте. Тепло, необходимое для расплавления компонентов исходной шихты образуется за счет прохождения экзотермической реакции алюмотермитного восстановления железа из окалины. Эффективная переработка техногенных отходов требует глубокого изучения структурного строения и свойств получаемых высокотемпературным синтезом металлоизделий. Современное состояние исследований в данной области науки ограничивается исследованием термодинамических процессов восстановительной реакции, проходящей в термитной смеси.

Процесс экзотермического переплава сложен. Его особенностью является высокая температура реакции и образующегося в итоге расплава (свыше 3000 °С). Прогнозирование структуры слитка также представляется затруднительным ввиду образования зон с различной плотностью и высоких напряжений на границах разделов фаз. В ряде случаев накопление таких напряжений приводит к произвольному разрушению слитка. В мировой практике отсутствуют данные о распределении элементов в металле при определенном режиме отведения тепла от системы.

Отсутствие таких данных определяет сложность прогнозирования структуры и свойств получаемого металла и делает процесс сложнопрогнозируемым на практике.

Целью работы является реализация возможности управления структурой и физико-механическими свойствами алюмотермитных сталей, получение их функциональных зависимостей от изменения физико-химических параметров экзотермического процесса, представляющаяся малоизученной и актуальной проблемой.

Управление равновесным содержанием элементов и фаз в структуре слитка возможно путем направленного физико-химического воздействия на расплав металла, полученного в результате экзотермического процесса. Химическое воздействие осуществляется на стадии подготовки материалов (путем изменения соотношения компонентов исходной смеси) перед активацией экзотермической реакции, физическое – предварительным подогревом, временем выдержки расплава металла при определенной температуре и скоростью охлаждения расплава.

Новизна методики заключается в совокупном использовании физического и химического воздействий, позволяющих с достаточной точностью прогнозировать свойства металлов, получаемых алюмотермитным переплавом и возможности управления ими.

Проведенными исследованиями определены оптимальные параметры физико-химического воздействия на кристаллизующийся расплав, обеспечивающего формирование равновесного состояния структурных фаз и, как следствие, оптимальных физико-механических свойств металлоизделия.

ИССЛЕДОВАНИЕ СМАЧИВАЕМОСТИ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ И ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНЕ С РАЗЛИЧНОЙ ШЕРОХОВАТОСТЬЮ

Комарова Е.Г.¹, Чебодаева В.В.², Шаркеев Ю.П.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,
katerina@ispms.tsc.ru, vtina5@mail.ru, sharkeev@ispms.tsc.ru*

Проблема отторжения медицинских имплантатов является актуальной, т.к. при изготовлении и обработке медицинских изделий часто не достигается требуемое взаимодействие искусственных поверхностей с костной тканью. В связи с этим важным вопросом медицинского материаловедения является разработка методов модификации поверхности биоинертных металлов и их сплавов с целью улучшения их биологических свойств. Отметим, что биоинертные оксидные покрытия не вступают во взаимодействие с окружающей средой, в отличие от биоактивных кальцийфосфатных покрытий, приближающих создаваемые имплантаты к классу биомиметических материалов для костной ткани. При формировании данных покрытий методом микродугового оксидирования к

основным свойствам, определяющим их поведение в живом организме, относятся: топография (шероховатость), морфология (пористость), смачиваемость (гидрофильность/гидрофобность) поверхности и их химический состав.

Целью данной работы было исследование влияния метода обработки поверхности и шероховатости на смачиваемость кальцийфосфатных (СаР) и оксидных (TiO_2) покрытий на поверхности высокопрочного наноструктурного (НС) титана.

Образцы для исследования были разделены на шесть групп, отличающиеся методами обработки поверхности: 1) НС титан; 2) НС титан с предварительной обработкой (ПО), включающей пескоструйную обработку частицами окиси алюминия с последующим кислотным травлением; 3) TiO_2 покрытие; 4) TiO_2 покрытие после ПО; 5) СаР покрытие; 6) СаР покрытие после ПО. TiO_2 покрытия наносились на поверхность образцов на установке MicroArc-3.0 в электролите на основе водного раствора ортофосфорной кислоты. Для получения СаР покрытий электролит содержал гидроксиапатит и карбонат кальция.

Исследование морфологии поверхности титана в НС состоянии и после ПО показало, что обработка позволяет сформировать многоуровневую поверхность с ярко выраженным рельефом и высокопористой структурой. При этом шероховатость титана по Ra повышается от 0,3 до 2 мкм. Оксидное TiO_2 покрытие имеет однородную пористую структуру и полностью повторяет рельеф подготовленной поверхности НС титана. При нанесении СаР покрытия оно формируется слоями и состоит из плотного оксидного подслоя и основного слоя, содержащего сферолиты со сквозными порами. После ПО шероховатость СаР покрытий увеличивается от 2,5 до 3,5 мкм.

Исследование смачиваемости показало, что НС титану и TiO_2 покрытию характерны свойства как гидрофильности, так и гидрофобности, т.к. краевые углы с водой и глицерином равны 85 и 90°, соответственно. Однако после ПО краевой угол с водой уменьшается до 65°, а с глицерином – до 85°, при этом свободная поверхностная энергия увеличивается от 30 до 60 мН/м. Оценка смачиваемости СаР покрытий показала, что они являются гидрофильными, т.к. краевой угол с водой равен 35°, а с глицерином – 50°. Увеличение шероховатости покрытий посредством дополнительной обработки поверхности приводит к уменьшению краевых углов с водой и глицерином до 10 и 20°, соответственно. Свободная поверхностная энергия СаР покрытий увеличивается от 65 до 73 мН/м, что соответствует поверхностному натяжению воды. Таким образом, химический состав и шероховатость поверхности являются определяющими факторами смачиваемости материалов.

ON DEPENDENCE OF EFFECTIVE MECHANICAL PROPERTIES OF CERAMICS ON PARTIAL CONCENTRATIONS OF DIFFERENT SIZED PORES IN ITS STRUCTURE

Konovalenko Ig.S.¹, Smolin A.Yu.^{1,2}, Konovalenko Iv.S.¹,
Promakhov V.V.¹, Psakhie S.G.^{1,3}

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science of SB RAS, Tomsk, Russia,*

²*National Research Tomsk State University, Russia,*

³*Institute of High Technology Physics, Tomsk Polytechnic University, Russia*
igkon@ispms.tsc.ru

The pore structure of the ceramic material is characterized by the presence in it of pores with different sizes. Pore size distribution function of these materials contains several maxima. The height and width of each maximum determine a fraction of pore space corresponds to pores with the proper size.

Thus, even the materials with a bimodal pore size distribution function and with a certain value of the total porosity can be characterized by a great number of combinations of pore structure parameters: volume ratio of pore space corresponding to the pores of the first and second peak of the function. In this aspect, said material is no longer just a porous body, but it is a construction. Mechanical behavior and properties of this construction are determined by the specified parameters of its structure. In practice, the combination of the parameters of the pore structure and mechanical properties of the material largely determine the scope of its functional application. It does knowledge about the mechanical properties of material in the entire range of these pore structure parameters very actual and required. Thus, in this paper, a numerical study of the dependence of strength and elastic properties of ceramic materials on the fraction of pore volume corresponding to pores of the second maximum of pore size distribution function in total porosity of the material was carried out.

Calculations were based on multiscale approach, developed in the framework of movable cellular automaton method (MCA) Plane MCA-model of ceramic ZrO_2 (Y_2O_3), with a pore size comparable with grain size and bimodal pore size distribution function was developed. Considered material with round pores. On the basis of computer calculations an analytical estimation for numerical dependence of strength and elastic properties of material under shear loading on its total and partial porosities, corresponding to pores with different size, was found. It was shown that strength and effective shear modulus of brittle materials containing pores of two different sizes are defined as the value of total porosity and the value of partial porosities corresponding to one of the maxima of the of pore size distribution function. The difference in the strength and effective shear modulus of such materials with the same value of total porosity, but with different number of pores with different size can be up to 8.5% and 30.4% correspondingly.

The investigation has been carried out at partial financial support of the Project No. III.23.2.5. of the Basic Research Program of State Academies of Sciences for 2013–2016, grant of the Russian Foundation for Basic Research (project No 12-08-00379-a) and grant of the President of the Russian Federation for the state supporting young Russian scientists (Project MK-5883.2014.8).

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НА РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ПОРОШКОВЫХ КАТОДОВ Al-Cr и Al-Cr-Si ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВАКУУМНОЙ ДУГИ И ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ

Прибытков Г.А., Коржова В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Vicvic5@mail.ru

Известно, что рабочая поверхность катодов, используемых для нанесения покрытий методом вакуумно-дугового испарения, разогревается до высоких температур, иногда превышающих температуру плавления материала катода. Поверхностное оплавление приводит к повышенному содержанию капель в продуктах дуговой эрозии, причем капель тем больше, чем ниже температура плавления катода [1]. При магнетронном распылении разогрев рабочей поверхности катода происходит в меньшей степени. Однако и в этом случае повышение температуры может быть достаточным для протекания процессов межфазного взаимодействия порошковых компонентов катодных материалов, полученных горячим уплотнением механических смесей элементарных порошков, отличающихся гетерофазной структурой и высокой степенью неравновесности. Это взаимодействие может привести к модификации структуры и фазового состава материала в поверхностном слое на рабочей поверхности катода. Такая модификация была исследована на катодах Al – Ti [2] и показано, что в поверхностном слое катодов с исходной структурой механической смеси порошков алюминия и титана под воздействием вакуумной дуги происходит образование сплошного интерметаллидного слоя толщиной до 100 мкм.

Цель работы – исследовать структурные превращения на рабочей поверхности порошковых катодов Al₇₀Cr₃₀, Al₆₅Cr₂₅Si₁₀, Al₆₀Cr₂₀Si₂₀ (ат.%) при их использовании для вакуумно-дугового и магнетронного нанесения покрытий. Исследования были проведены на оборудовании Центра коллективного пользования ИФПМ методами оптической металлографии, растровой электронной микроскопии с локальным определением элементного состава и рентгеноструктурного анализа.

Установлено, что вакуумно-дуговое испарение катодов Al-Cr и Al-Cr-Si, спрессованных из смеси элементарных порошков, сопровождается оплавлением поверхностного слоя. Оплавлению поверхности катода способствует большое содержание легкоплавкого алюминия (76,4 об.%) в механической смеси с хромом. Поверхностный слой с измененной структурой на катоде Al₇₀Cr₃₀ имеет толщину от 0 до 30 мкм. На катодах с кремнием толщина модифицированного слоя достигала 30 – 80 мкм в зависимости от режимов вакуумно-дугового испарения и содержания кремния в катоде. Увеличение толщины оплавленного слоя на поверхности катода происходит за счет образования легкоплавкой эвтектики Al-Si. После охлаждения оплавленный слой кристаллизуется, образуя

многофазную смесь, состоящую из интерметаллидов и эвтектики. Из результатов элементного анализа модифицированного слоя катода Al70Cr30 следует, что соотношение содержаний Al/Cr в модифицированном слое значительно меньше расчетного соотношения для объема катода (Al/Cr=2,33), что означает обеднение модифицированного слоя алюминием. Наиболее вероятная причина обеднения модифицированного слоя алюминием – его селективное (преимущественное) испарение с поверхности расплава-раствора. Для катода Al65Cr25Si10 обеднение легкими элементами (алюминием и кремнием) наблюдается только в тонкой приповерхностной области и не распространяется на весь модифицированный слой. На катоде Al60Cr20Si20 с относительно толстой поверхностной пленкой эвтектического расплава с малой вязкостью интенсивное перемешивание обеспечивает выравнивание концентрации всех элементов и сглаживает эффект преимущественного испарения алюминия и кремния с поверхности расплава.

Исследование магнетронного катода Al65Cr25Si10 не выявило признаков поверхностного оплавления. Судя по виду поверхности, происходит равномерное распыление алюминиевой матрицы, занимающей 68,4 % объема композита. По мере выхода на поверхность частиц хрома и кремния они также распыляются, однако из-за различия скоростей распыления алюминиевой матрицы и более тугоплавких включений на поверхности возникает рельеф из выступающих над окружающей матрицей частиц или углублений на месте вырванных частиц.

Литература:

1. A.W. Nurnberg, D.Y. Fang, U.H. Bauder. Temperature dependence of the erosion of Al and TiC by vacuum arcs in a magnetic field. // Journal of Nuclear Materials. – 1981. – Vol.103-104. – P.305-308.
2. Прибытков Г.А., Андреева И.А. Коржова В.В. Структурные превращения на поверхности катодов Al-Ti под воздействием вакуумной дуги // Физика и химия обработки материалов. – 2011. – №1. – С. 18 - 25

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ В ПЛАНЕТАРНОЙ ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ И КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Корчагин М.А.¹, Дитенберг И.А.^{2,3}, Денисов К.И.^{2,3,4}, Тюменцев А.Н.^{2,3,4}

¹Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия,

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

³Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,

⁴Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
korchag@solid.nsk.su, ditenberg_i@mail.ru, denisov_ki@mail.ru, tyuments@phys.tsu.ru

Проведено обобщение результатов структурной аттестации и измерения параметров микротвердости порошков чистых металлов (Cu, Nb, Ta) и

механокомпозитов (Nb+Al, Cu+Al, Ti+Al) после механической активации в энергонапряженных планетарных шаровых мельницах.

Показано, что при механической активации в указанных материалах формируются высокодефектные структурные состояния, характеризующиеся высокой плотностью дисклинаций в объеме и на границах субмикро- или нанокристаллов. Установлено, что параметры этих состояний, такие как размеры зеренно-субзеренной структуры, значения кривизны кристаллической решетки, величины локальных внутренних напряжений и их градиентов существенным образом зависят от релаксационной способности и прочностных свойств материалов.

В процессе детального электронномикроскопического анализа дискретных и непрерывных разориентировок обнаружены двухуровневые структурные состояния - нанозерна размерами от 50 до 100 нм, содержащие субзерна размерами около 20 и менее нанометров с малоугловыми границами разориентации, значениями упругой кривизны кристаллической решетки $\chi_{ij} \approx (100-200)$ град/мкм, ротора или градиентов кривизны $\partial\chi_{ij}/\partial r > 100$ мкм⁻² и высокими (до нескольких Е мкм⁻¹) локальными градиентами (моментами) напряжений.

В смесях порошков после достижения определенных величин пластической деформации, отличных для каждой системы, обнаружена активизация процесса синтеза интерметаллидных соединений, объемная доля которых увеличивается с продолжением механической активации.

Результаты измерения параметров микротвердости свидетельствуют о том, что процессы трансформации микроструктуры при механической активации сопровождаются интенсивным упрочнением как чистых металлов, так и композитных систем. Проведено сопоставление параметров микротвердости и особенностей микроструктуры изучаемых в работе материалов на разных этапах деформационного воздействия. Обсуждаются возможные механизмы упрочнения.

Рассмотрены и обобщены механизмы пластической деформации, фрагментации и переориентации кристаллической решетки, обеспечивающие в процессе механической активации формирование и эволюцию указанных выше высокодефектных структурных состояний. Обсуждается влияние изменения параметров этих состояний на реакционную способность компонентов смесевых систем, особенности аномального массопереноса и твердофазного механического сплавления.

Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования Томского государственного университета.

DETONATION SPRAYING OF Ti_3SiC_2 -Cu: INTERFACIAL REACTIONS AND FORMATION OF NANOSTRUCTURED COATINGS

Dudina D.V.¹, Korchagin M.A.¹, Ulianitsky V.Yu.², Batraev I.S.²

¹*Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia,*

²*Lavrentiev Institute of Hydrodynamics SB RAS, Novosibirsk, Russia*
dina1807@gmail.com

Our studies have shown that the phase composition and microstructure of the coatings produced by detonation spraying of Ti_3SiC_2 -Cu composite powders are very sensitive to the spraying conditions. Deposition of the composite particles in the cold conditions preserves a fine grain size of the copper matrix as well as that of the Ti_3SiC_2 ceramic inclusions. In such conditions, the interfacial reaction between the phases does not occur and the phase composition of the sprayed coating is inherited from the powder. As the particle temperature increases with increasing oxygen content in the $\text{O}_2+\text{C}_2\text{H}_2$ mixtures or with increasing explosive charge keeping the same $\text{O}_2/\text{C}_2\text{H}_2$ ratio, partial melting of the sprayed material takes place accompanied by a reaction between Ti_3SiC_2 and Cu, which leads to the formation of TiC_x -Cu(Si) composite coatings. In this case, melting and rapid solidification as well as fragmentation of the particles upon impact are responsible for the formation of the fine crystallites. The crystallite size of the Cu(Si) matrix in the composite coatings determined from the XRD profiles ranges from 30 to 68 nm. A correlation between the crystallite size of the copper matrix and the hardness of the TiC_x -Cu(Si) composite coatings has been observed, TiC_x -Cu(Si) coatings with finer Cu(Si) crystallites having higher hardness. Strengthening mechanisms of the TiC_x -Cu(Si) composite coatings include grain size strengthening, solid solution strengthening and that caused by the presence of hard TiC_x inclusions.

This study was supported by RFBR, research project No. 13-03-00263 a.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ MgO НА ПЛОТНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКОМУ УДАРУ В СИСТЕМЕ $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$

Кретов Ю.Л.¹, Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

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

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*
kretoy2005@yandex.ru

Основные направления научных исследований в области керамики предусматривают расширение и углубление исследований новых, в первую очередь высокоплотных, мелкокристаллических и прочных керамических материалов, а также материалов со специфическими свойствами. Большой интерес для современной высокотемпературной керамики представляют материалы на основе синтезированных смесей высокоогнеупорных

оксидов в двойных и тройных системах, кривые ликвидуса которых лежат в области весьма высоких температур.

Для изучения термических свойств керамики на основе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ проводилась закалка с 200°C до 1000°C с интервалом в 100°C . Образцы были нагреты до заданных температур и быстро охлаждены погружением в воду. После детального изучения структуры поверхностного слоя образцов, было установлено, что после температуры закалки 800°C , на образцах с содержанием MgO равным 30% и менее, появились трещины, а на образцах с содержанием MgO от 100 до 50% включительно, образования трещин так и не произошло. После трехкратной закалки при температуре 1000°C разрушились 9 из 10 образцов, целым остался только один образец, содержащий 50% - Al_2O_3 и 50% - MgO .

Данную устойчивость образцов можно объяснить тем, что они являются пористыми, в результате чего происходит диссипация напряжений, образовавшихся после термического удара.

С увеличением содержания оксида магния в экспериментальных образцах, наблюдалось увеличение усадки, так на образцах, полученных из чистого MgO , усадка составила примерно 30%. Также была исследована зависимость пористости образцов от содержания оксида магния, при его содержании в 20% и при $T_{\text{сп}}=1550^\circ\text{C}$, была обнаружена максимальная пористость, которая составила 50%. При достаточно большом содержании оксида магния, пористость образцов близка к 10%. Исходя из полученных данных, можно утверждать о том, что при малой концентрации оксида магния в композиционной системе ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Mg}$), наблюдается увеличение пористости полученных образцов.

После температуры спекания $T_{\text{сп}}=1600^\circ\text{C}$ при содержании оксида магния от нуля до 20%, происходит резкое увеличение пористости образцов, ее максимальное значение достигает 40% при содержании данного оксида 20%. При увеличении концентрации MgO до 90%, происходит равномерное уменьшение пористости полученных образцов.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$

Кретинина И.В.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
irbas@sibmail.com*

На монокристаллах ферромагнитного сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%), испытывающего термоупругое В2-Л1₀ мартенситное превращение (МП), исследовано влияние наноразмерных дисперсных частиц γ' -фазы на температурную зависимость осевых напряжений $\sigma_{\text{кр}}$, на величины эффекта памяти формы (ЭПФ) $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ и сверхэластичности (СЭ) $\varepsilon_{\text{СЭ}}$, термический ΔT° и механический $\Delta\sigma$ гистерезисы, температурный интервал проявления СЭ

$\Delta T_{C\beta}$ в [001] и [011] ориентациях при деформации сжатием. В [001] кристаллах вклад раздвойникового ε_{detw} в деформацию решетки ε_0 при B2-L1₀ МП равен нулю и $\varepsilon_0 = \varepsilon_{CVP} = 4,5\%$. В кристаллах [011] раздвойникование имеет место и связанная с ним деформация $\varepsilon_{detw} = 2,2\%$, тогда $\varepsilon_0 = \varepsilon_{CVP} + \varepsilon_{detw} = 2,3\% + 2,2\% = 4,5\%$. Для выделения наноразмерных частиц γ' -фазы выбрали старение при температуре 623 К в течение 15 минут. Электронно-микроскопически установлено, что после такого старения частицы γ' -фазы имеют сферическую форму размером 5 нм и объемную долю 10-12%.

Показано, что в однофазных кристаллах на температурной зависимости $\sigma_{кр}(T)$ наблюдается одна линейная стадия, на которой $\sigma_{кр}$ возрастают с увеличением температуры испытания. Такая зависимость $\sigma_{кр}(T)$ характерна для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой и описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса: $d\sigma/dT = -\Delta H/\varepsilon_0 T_0$. Величина $\alpha = d\sigma_{кр}/dT$ зависит от ориентации: $\alpha^{[001]} = 1,78$ МПа/К, $\alpha^{[011]} = 1,54$ МПа/К. Деформация превращения $\varepsilon_{ЭПФ}$ в обеих ориентациях реализуется при минимальных напряжениях при $\sigma_{внеш} = 10$ МПа. Эти напряжения согласуются с напряжениями в точке M_s на зависимости $\sigma_{кр}(T)$ и могут рассматриваться как мера сопротивления движению межвариантных и междвойниковых границ со стороны решетки. Величина $\varepsilon_{ЭПФ}^{[001]} = 4,1\% > \varepsilon_{ЭПФ}^{[011]} = 3,4\%$, эти значения близки к теоретически рассчитанным значениям деформации решетки ε_0 для кристаллов соответствующих ориентаций при B2-L1₀ МП. При этом отношение $\alpha^{[011]}/\alpha^{[001]} = \varepsilon_{ЭПФ}^{[001]}/\varepsilon_{ЭПФ}^{[011]}$, что согласуется с соотношением Клапейрона-Клаузиуса. СЭ в обеих ориентациях наблюдается в широком температурном интервале от $T \geq A_f$ до $T = 573$ К и $\Delta T_{C\beta}^{[001]} = 290$ К, $\Delta T_{C\beta}^{[011]} = 250$ К. Величина $\varepsilon_{C\beta}$ не зависит от ориентации и равна 4,5%, что близко к величинам $\varepsilon_{ЭПФ}$ и теоретическим значениям деформации ε_0 для соответствующих ориентаций. В [001] кристаллах, где $\varepsilon_{detw} = 0$, наблюдается узкий термический ΔT^σ и механический $\Delta\sigma$ гистерезисы, по сравнению с кристаллами [011], где $\varepsilon_{detw} \neq 0$. Следовательно, в [011] кристаллах деформация раздвойникового L1₀-мартенсита под нагрузкой приводит к увеличению рассеяния энергии.

Установлено, что выделение наноразмерных частиц γ' -фазы приводит: 1) к понижению температуры начала прямого МП M_s ; 2) к уменьшению величины $\alpha = d\sigma_{кр}/dT$ на зависимости $\sigma_{кр}(T)$ и ослаблению ее зависимости от ориентации; 3) к развитию СЭ в широком температурном интервале $\Delta T_{C\beta} = 370$ К, который превышает $\Delta T_{C\beta}$ в однофазных кристаллах; 4) к уменьшению величин $\varepsilon_{ЭПФ}$ и $\varepsilon_{C\beta}$ в 1,5 раза; 5) к увеличению величин термического ΔT^σ и механического $\Delta\sigma$ гистерезиса и их зависимости от уровня приложенных напряжений и температуры по сравнению с однофазными кристаллами.

Предложено термодинамическое описание уменьшения величины α , основанное на температурной зависимости величин термического ΔT^σ и механического $\Delta\sigma$ гистерезисов или диссипации энергии.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта 13-08-98036_Сибирь.

СПЕКАНИЕ ПОРОШКОВЫХ КАТОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ Ti – Cr

Криницын М.Г.¹, Прибытков Г.А.^{1,2}, Стрельницкий В.Е.³

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

³Харьковский физико-технический институт, Украина

krinmax@gmail.com

Катоды на основе титана, используемые в настоящее время для нанесения ионно-плазменных покрытий методами вакуумно-дугового испарения или магнетронного распыления, имеют сложный элементный состав и в большинстве случаев производятся из порошковых смесей целевого состава методами традиционной металлургии (спекание), СВС или горячего прессования. Нитридные покрытия TiCrN по сравнению с покрытиями TiN имеют более высокую коррозионную стойкость [1] и пониженный коэффициент трения, что в совокупности с их высокой твердостью [2] позволяет эффективно использовать их для повышения стойкости режущего инструмента, и ответственных узлов трения.

В настоящей работе исследованы объемные изменения и структурные превращения при спекании порошковых смесей титана и хрома с содержанием хрома до 40 ат %. Практическая цель исследований – отработка технологических режимов спекания, обеспечивающих минимальную пористость и контролируемую структуру материала, пригодного для изготовления вакуумно-дуговых и магнетронных катодов. Для приготовления порошковых смесей использовали порошки титана различной дисперсности: марки ТПП-8 в состоянии поставки (дробленая титановая губка с отсевом фракции менее 160 мкм) и кальциетермический порошок марки ПТМ с размером частиц менее 40 мкм (основная фракция). Также использовался порошок хрома марки ПХ1М с размером частиц до 50 мкм.

Исследование кинетики уплотнения при 1300 °С показало, что зависимость пористости от длительности изотермической выдержки хорошо аппроксимируется степенной функцией вида:

$$y = a * (1 + x)^b$$

Характер такой корреляционной зависимости соответствует кинетическому уравнению Ивенсена В.А. [5]

$$V = V_n(qmt + 1)^{-\frac{1}{m}},$$

где V – объем пор через время τ ; V_n – начальный объем пор; q и m – кинетические параметры (q – константа, характеризующая относительную

скорость сокращения объема пор в начале изотермической выдержки; m - константа, характеризующая относительную скорость снижения концентрации несовершенств и сокращения объема пор во времени).

Основная усадка происходила в течение первых 60 минут спекания с последующим резким замедлением уплотнения. Минимальная пористость, достигаемая после 240 минут изотермической выдержки, зависела от дисперсности титанового порошка и составила около 10% для прессовок из смесей с ТПП и менее 4% для смесей с ПТМ. Полученные значения конечной пористости вполне приемлемы для катодных материалов.

Степень уплотнения после 240 минут выдержки при 1300 °С в пределах разброса не зависела от содержания хрома в пределах 10 – 40 ат % и составляла в среднем 30% для прессовок из смесей с ПТМ и 10-13% для смесей с ТПП. Хорошая спекаемость исследованных порошковых композиций объясняется видом двойной равновесной диаграммы: при температуре спекания титан и хром имеют изоморфную кристаллическую структуру и образуют неограниченный твердый раствор Ti – Cr.

Рентгенофазовый анализ показал, что спеченные композиты вне зависимости от состава (10 и 40 ат% Cr) и времени спекания (30, 120 и 240 минут) содержат все фазы, присутствующие на равновесной диаграмме: Ti, Cr и интерметаллид TiCr₂. Присутствие хрома объясняется недостаточной температурой и временем выдержки для образования гомогенного твердого раствора на основе титана с полным израсходованием хрома.

Литература:

1. Shinji Takemotoa, Masayuki Hattoria, Masao Yoshinari. Dental materials, 2009, Vol. 25 P. 467–472
2. G.A.Zhang, P.X. Yan, P. Wang, Y.M. Chen, J.Y. Zhang. The structure and tribological behaviours of CrN and Cr-Ti-N coatings. Applied Surface Science 2007, Vol. 253, P 7353-7359.
3. Ивенсен В.А. Феноменология спекания и некоторые вопросы теории. М.: Машиностроение, 1985. -247с.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ С БЛОЧНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ СИНХРОННОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ВЗРЫВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОЛОЧЕК

Крыжевич Д.С.^{1,2}, Зольников К.П.^{1,2}, Абдрашитов А.В.¹, Псахье С.Г.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
kryzhev@ispms.tsc.ru

Проведено моделирование особенностей взрывного разрушения металлических проволок при электрическом воздействии. Для описания межатомного взаимодействия использовались потенциалы, рассчитанные в рамках метода погруженного атома. Используемые потенциалы позволяют с хорошей точностью описывать поверхностные свойства, энергетику дефектов структуры, упругие характеристики и ряд других свойств. В

качестве исследуемого образца использовались поликристаллы меди цилиндрической формы. Разогрев моделируемого кристаллита, связанный с генерацией в нем тока высокой плотности, осуществлялся масштабированием атомных скоростей по линейному закону с сохранением распределения Максвелла.

В результате высокоскоростного разогрева моделируемый образец разрушается с образованием газовой фазы и кластеров различного размера. В последующем на этапе эволюции поведение моделируемой системы определяется такими процессами как: дальнейшим разрушением кластеров, если их внутренняя кинетическая энергия превосходит энергию образования дополнительной свободной поверхности; испарением атомов с поверхности кластеров; столкновением кластеров друг с другом и осаждением на них атомов газовой фазы.

Изучение динамики структурных трансформаций при столкновении наночастиц, сформированных при электроимпульсном диспергировании металлических проволочек показало, что существует три характерных варианта объединения наночастиц, зависящих от температуры и скорости их столкновения. Первый вариант реализуется при малых скоростях столкновения и невысоких температурах. В этом случае формируется наночастица с малым числом дефектов структуры. При более высоких скоростях столкновения область контакта оплавляется и после охлаждения кристаллизуется. В закристаллизованной области формируется большое количество дефектов структуры. Это второй вариант объединения наночастиц. Третий вариант реализуется при высоких скоростях столкновения и высоких температурах. При таких условиях столкновения происходит плавление формируемой наночастицы. В результате кристаллизации расплавленной наночастицы ее внутренняя структура, как правило, характеризуется наличием блоков, каждый из которых имеет идеальную решетку.

СИНТЕЗ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Кузнецова В.В., Крутский Ю.Л.

*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия
Kuznecova_VV@inbox.ru*

Данная работа посвящена исследованию процесса синтеза карбида циркония карботермическим методом при использовании в качестве восстановителя и карбидообразующего элемента нановолокнистого углерода (НВУ). Эксперименты по синтезу карбида циркония проводились в печи сопротивления с графитовым трубчатым нагревателем.

Введение

Развитие современной науки требует создания новых материалов, а также повышения качества уже существующих, которые обладают

высокими прочностными характеристиками, способны эксплуатироваться при повышенных температурах и устойчивы к воздействию агрессивных сред. К числу таких материалов относится тугоплавкое соединение карбид циркония.

Карбид циркония характеризуется такими свойствами как: высокая температура плавления, высокая теплопроводность, высокая твердость, стойкость к абразивному износу, стойкость в агрессивных средах. Эти свойства позволяют применять карбид циркония в промышленности, в частности в составе эвтектических жаропрочных сплавов [1].

Карбид циркония был получен методом карботермического восстановления, протекающий по реакции: $\text{ZrO}_2 + 3\text{C} = \text{ZrC} + 2\text{CO}$.

Температура начала восстановления по этой реакции, рассчитанная с использованием изобарно-изотермических потенциалов образования соединений [1,2], составляет 1940 К ($\sim 1670^\circ\text{C}$). С учетом возможного образования низшего оксида ZrO реальная температура процесса должна быть значительно выше.

Использование более дисперсных исходных реагентов позволит снизить параметры (температуру и время) этого процесса.

В данной работе приведены результаты исследования процесса синтеза карбида циркония с использованием нановолокнистого углерода (НВУ).

Методика экспериментальных исследований

Шихта для синтеза карбида циркония готовилась из оксида циркония и НВУ в соответствии со стехиометрией для приведенной выше реакции.

В качестве углеродного материала применялся нановолокнистый углерод (НВУ), получаемый при каталитическом разложении метана с использованием Ni-содержащих катализаторов при температуре 550°C . Величина его удельной поверхности находится в пределах $140\text{--}160\text{ м}^2/\text{г}$, т.е. значительно выше, чем у ламповой сажи [4]. Для определения параметров синтеза выполнен расчет температуры начала восстановления вышеуказанной реакции, с использованием справочных данных, приведенных в [1,2]. Температура начала восстановления составляет примерно 1940 К (1670°C).

В экспериментах температура составила 2000, 2100 и 2200°C , время выдержки при этой температуре во всех экспериментах было 4 часа. Эксперименты проводились в печи сопротивления с графитовым трубчатым нагревателем. Экспериментальная убыль массы (33,9, 34,5 и 34,4 %) практически совпадает с расчетной (35,2 %), что свидетельствует о практически полном протекании реакции во всем рассматриваемом диапазоне температур.

Продукты синтеза исследовались рентгенофазовым анализом (РФА) на дифрактометре ДРОН-3 с использованием $\text{Cu K}\alpha$ излучения ($\lambda = 0,15406\text{ нм}$).

Определение содержания циркония проведено рентгеноспектральным флуоресцентным методом на анализаторе ARL -Advant'x с Rh - анодом рентгеновской трубки.

Морфология поверхности и элементный состав образцов изучались на растровом электронном микроскопе (РЭМ).

Результаты и обсуждение

Рентгенофазовым анализом установлено, что полученный материал в обоих экспериментах состоит из одной фазы – карбида циркония.

Содержание циркония в образцах составило 87,8% (расчетное содержание 88,35%), это свидетельствует о высоком содержании карбида циркония в образцах.

На снимках РЭМ видно, что материал состоит из частиц размером 2-3 мкм, форма которых близка к сферической; частицы состоят из агрегатов (рисунок 1,2).

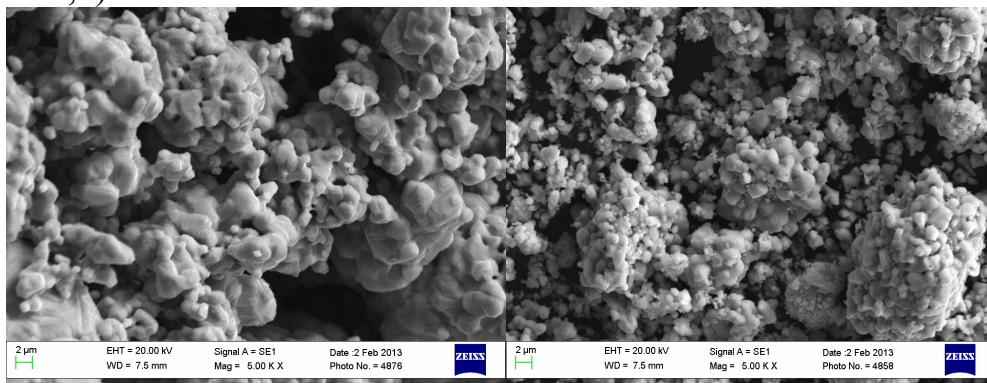


Рис. 1,2 – Снимки РЭМ образца карбида циркония

Выводы

Использование при синтезе карбида циркония НВУ позволило снизить температуру и время процесса. Полученный материал имеет незначительное содержание примесей и состоит из частиц размером на уровне 2-3 мкм.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В [001] МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeNiCoAlNb

Куц О.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
bolga@sibmail.com*

На [001] монокристаллах нового ферромагнитного сплава Fe-28%Ni-17%Co-11.5%Al-2.5%Nb (ат.%) исследовано влияние дисперсных частиц γ' -фазы при старении при $T=973$ К в течение времени 0.5 ч и 10 ч на температурную зависимость осевых напряжений $\sigma_{кр}$, величину эффекта памяти формы (ЭФП), сверхэластичности (СЭ), температурный интервал СЭ $\Delta T_{СЭ}$ и величину механического гистерезиса $\Delta\sigma$ при деформации растяжением. Электронно-микроскопически установлено, что при старении при $T=973$ К в течение 0.5 ч и 10 ч выделяются когерентные

дисперсные частицы, размером, соответственно, 3 и 12 нм, γ' -фазы атомно-упорядоченной по типу $L1_2$. Показано, что при выделении дисперсных частиц γ' -фазы происходит смена кинетики $\gamma-\alpha'$ мартенситного превращения (МП) от нетермоупругого в однофазном состоянии к термоупругому с частицами.

Температурная зависимость $\sigma_{кр}(T)$ при выделении дисперсных частиц γ' -фазы имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой и состоит из двух стадий: на первой стадии при $77\text{ К} < T < M_d$ (M_d – температура при которой напряжения высокотемпературной фазы оказываются равными напряжению необходимому для образования мартенсита под нагрузкой) напряжения $\sigma_{кр}$ с ростом температуры испытания линейно возрастают и $\sigma_{кр}(T)$ описываются соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$\frac{d\sigma_{кр}}{dT} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0} \quad (1)$$

Здесь ΔH – изменение энтальпии при $\gamma-\alpha'$ МП; ε_0 – деформация решетки, которая зависит от ориентации кристалла; T_0 – температура химического равновесия γ - и α' -фаз. Вторая стадия при $T > M_d$ связана с деформацией высокотемпературной фазы.

Установлено, что увеличение времени старения приводит, во-первых, к упрочнению высокотемпературной фазы, а именно, при $T=M_d$ имеет место рост напряжений $\sigma_{кр}$, во-вторых, к повышению температуры начала МП M_s при охлаждении, и температуры M_d . В результате увеличивается температурный интервал образования мартенсита под нагрузкой ΔT_{SIM} : $\Delta T_{SIM}(0.5\text{ ч})=226\text{ К}$, $\Delta T_{SIM}(10\text{ ч})=368\text{ К}$. Величина $\alpha=d\sigma_{кр}/dT$: при старении в течение 0.5 часа $\alpha_{0.5}=2.48\text{ МПа/К}$, при старении 10 ч $\alpha_{10}=4.6\text{ МПа/К}$. Величина ЭПФ, определенная в эксперименте при охлаждении/нагреве под постоянной растягивающей нагрузкой, при времени старения 0.5 ч равна $\varepsilon_{ЭПФ}=6.5\%$, которая оказывается близкой по величине к теоретическому значению деформации решетки $\varepsilon_0=8.7\%$, а при времени старения 10 ч $\varepsilon_{ЭПФ}=4.2\%$. Изменение величины $\varepsilon_{ЭПФ}$ коррелирует с изменением величины α : большему значению $\varepsilon_{ЭПФ}$ соответствует меньшее значение α и наоборот, меньшему значению $\varepsilon_{ЭПФ}$ соответствует большее значение α , что согласуется с соотношением (1).

Показано, что старение 0.5 и 10 ч приводит к проявлению СЭ. Величина СЭ $\varepsilon_{СЭ}$, температурный интервал СЭ $\Delta T_{СЭ}$ и величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ зависят от времени старения. При старении при $T=973\text{ К}$, 0.5 ч обнаружена максимальная величина СЭ $\varepsilon_{СЭ}=15.3\%$, которая почти в 2 раза превышает величину деформации решетки $\varepsilon_0=8.7\%$ при $\gamma-\alpha'$ МП для кристаллов данной ориентации. Температурный интервал СЭ равен $\Delta T_{СЭ}=178\text{ К}$. Величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ равна 200 МПа при $T=77\text{ К}$ и увеличивается до 400 МПа при $T=200\text{ К}$. При старении в течение 10 часов $\Delta T_{СЭ}=251\text{ К}$. Величины СЭ и механического гистерезиса $\Delta\sigma$ уменьшаются, соответственно, в 3 и 4 раза по сравнению с меньшим

размером частиц. Физическая причина уменьшения величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и величины $\epsilon_{ЭПФ}$ и $\epsilon_{СЭ}$ связана, соответственно, с уровнем напряжений высокотемпературной фазы, с уменьшением объема матрицы, испытывающей МП, и с изменением механизма взаимодействия частиц γ' -фазы и α' -мартенсита.

Работа выполнена при финансовой поддержки грантов РФФИ 12-03-00098-а и 12-08-91331 ННИО.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ В ПРОЦЕССАХ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОЛИЗА АНОДНО СИНТЕЗИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ

Липкин В.М.

*Южно-Российский государственный политехнический университет им. М.И. Платова
(Новочеркасский политехнический институт), Новочеркасск, Россия
rektorat@npi-tu.ru*

Электролитические металлические порошки применяются во многих областях таких, как порошковая металлургия, пищевая промышленность, медицина, сельское хозяйство и др. Ранее [1], был предложен способ получения медных порошков из анодно синтезируемых аммиакатных электролитов, в котором сочетается низкая энергоемкость, возможность непрерывной утилизации лома металлов и получения значительной доли частиц ультрамикронных размеров. Свойства электролитических порошков, получаемых из этих электролитов, определяются возможностями их компонентов блокировать рост зародышей частиц металла[2]. В связи с этим можно ожидать существенной зависимости свойств получаемых порошков от природы подложки и характера поляризации. В настоящей работе были рассмотрены изменения свойств порошков при их получении на разных подложках и в условиях постоянноточковой и импульсной поляризации.

Электролит для получения порошков меди, цинка и кадмия получали электролизом 1М хлорида аммония с растворимым анодом при плотности тока $0,007 \text{ А/см}^2$. В качестве подложек для получения порошков в работе исследованы стеклоуглерод, титан BT01 и титан, предварительно анодированный при плотности тока $0,125 \text{ А/см}^2$ в течение 1 ч в 1М растворе хлорида аммония. Исследования гранулометрического состава проводили на лазерном анализаторе размеров частиц Microtrack BlueWave S3500. Поляризация импульсным током осуществлялась при времени импульса 1с, времени паузы 1с, амплитуде импульса $0,625 \text{ А/см}^2$. Вольтамперометрические зависимости получали при скорости развертки потенциала 700 мВ/с с помощью потенциостата Р4 «Ellins».

Результаты исследования гранулометрического состава порошков металлов, полученных при постоянном токе, обнаруживают существенное влияние природы подложки на свойства получаемых порошков. Как следует

из дифференциальных кривых гранулометрического состава, в порошках присутствуют два диапазона размеров с примерно равными массовыми долями: до 200 нм и 0,45 – 40 мкм. Частицы первого диапазона получают на титане и анодированном титане (в большем количестве), на стеклоуглероде эта фракция не представлена. В диапазоне 0,45-40 мкм имеются три основные фракции – до 10 мкм, 10-30 и 35-40. Первая и последняя из этих фракций получают в наибольшем количестве на стеклоуглероде, для титана и анодированного титана преобладает вторая фракция.

В условиях импульсного тока наиболее вероятный размер частиц в нанометровом диапазоне уменьшается до 43 нм и появляется для стеклоуглеродной подложки, хотя исчезает для титана. В диапазоне до 40 мкм наиболее представленной для всех подложек является фракция до 10 мкм.

Таким образом, влияние природы подложки на гранулометрический состав порошков меди связано с адсорбцией компонентов аммиакатного анодно-синтезируемого электролита. В случае анодированного титана адсорбция носит необратимый характер и определяет снижение среднего размера частиц в постоянноточковых условиях. В импульсных режимах поляризации в период паузы происходит восстановление адсорбционных равновесий, что способствует стабилизации условий блокирования роста частиц порошка и снижению их среднего размера.

Литература:

1. Рыбалко Е.А. Липкин М.С. Липкин В.М. Науменко А.А. Шишка В.Г. Получение металлических порошков из анодно-синтезированных электролитов // Результаты исследований - 2011: мат. 60-й науч.-техн. конф. проф.-препод. состава, науч. работников, аспирантов и студентов / Юж.-Рос. гос. техн. ун-т (НПИ) - Новочеркасск: ЮРГТУ (НПИ), 2011. - С. 218-219.
2. Rasoul Khayyam Nekouie, FereshtehRashchi, NasrollahNaseriJoda Effect of organic additives on synthesis of copper nano powders by pulsing electrolysis//Powder Technology 237 (2013) P. 554–561

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПРЯМЫХ И ОБРАТНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Литовченко И.Ю.^{1,2}, Аккузин С.А.², Тюменцев А.Н.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
litovchenko@spti.tsu.ru

Одним из способов формирования субмикро- и нанокристаллических структурных состояний в метастабильных аустенитных сталях является использование прямых и обратных мартенситных превращений при охлаждении и нагреве, а также в условиях пластической деформации.

Низкотемпературная деформация активизирует мартенситное превращение, позволяя реализовать его в сталях с низкой точкой Мн (температура начала превращения при охлаждении). В настоящей работе используя низкотемпературную (вблизи температуры кипения жидкого азота) деформацию прокаткой ($\varepsilon \approx 10\%$) в метастабильной аустенитной стали Fe-18Cr-8Ni-Ti сформирована преимущественно мартенситная структура, состоящая из α' -мартенсита (с объемной долей $\sim 70\%$) и ε -мартенсита ($\sim 5\%$). Последующая высокотемпературная прокатка при $T = 600$ и $T = 700$ °C, ($\varepsilon \approx 30\%$) полученной структуры привела к обратному превращению мартенсита в аустенит ($\sim 85-95\%$) и формированию субмикроструктурной структуры. Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности изучены структурно-фазовые превращения на представленных этапах обработки.

Показано, что в процессе низкотемпературной деформации формируется дефектная микроструктура, состоящая из множественных дефектов упаковки, микродвойников аустенита, пакетов α' и ε – мартенсита. Характерные разориентации и ориентационные соотношения, наблюдаемые между аустенитными ламелями после деформации мартенситной структуры при $T = 600$ °C, свидетельствуют об участии бездиффузионного $\alpha' - \gamma$ превращения в формировании дефектной микроструктуры. Существенными особенностями субмикроструктурного аустенита являются наличие множественных дефектов упаковки, микро- и нанодвойников, а также тонких прослоек α' -мартенсита. В аустенитных ламелях наблюдается различная внутренняя субструктура: высокая плотность дислокаций, нанодвойники деформации, практически бездефектные области, в которых развиваются процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации. Деформация при $T = 700$ °C приводит к уменьшению объемного содержания α' – мартенсита, увеличению размеров областей с аустенитной структурой, повышению доли малоугловых и двойниковых границ разориентации в аустените. Значительно интенсивнее развиваются процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации. В отличие от отжигов, высокотемпературная деформация не приводит к образованию нежелательных карбидов в аустените.

Микротвердость стали в субмикроструктурном состоянии более чем в 2 раза превышает микротвердость в исходном состоянии и сравнима с таковой в мартенситном состоянии.

На основании полученных результатов обсуждаются физические причины реализации прямых и обратных деформационных мартенситных превращений, а также возможности получения высокопрочных состояний в традиционных аустенитных сталях с использованием указанных превращений.

СИНТЕЗ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ НАНОЧАСТИЦ Al/Cu ПРИ СОВМЕСТНОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ВЗРЫВЕ ПРОВОДНИКОВ

Ложкомоев А.С.¹, Домашенко В.В.¹, Лернер М.И.^{1,2}, Тимофеев С.С.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
asl@ispms.tsc.ru

В последнее время все больше внимания уделяется исследованиям, посвященным синтезу и изучению свойств наноразмерных металлических частиц, однако большинство таких исследований посвящено однокомпонентным частицам. Многокомпонентные наночастицы и их свойства изучены в меньшей степени. Вместе с тем, области применения металлических наночастиц значительно расширяются при переходе к многокомпонентным наночастицам, состоящих из неупорядоченных твердых растворов, интерметаллидов или несмешивающихся металлов. Основная причина интереса к наноразмерным многокомпонентным частицам состоит в том, что их химические и физические свойства могут регулироваться не только за счет размера наночастиц, но и за счет изменения фазового состава.

В работе были получены многокомпонентные наночастицы при совместном электрическом взрыве проводников Al и Cu различного сечения (таблица). Электрический взрыв проводили при одинаковом перегреве системы из 2-х проводников $E/E_c \approx 2$, где E – введенная энергия в систему; $E_c = E_{Al} + E_{Cu}$ E_{Al} – энергия сублимации Al, E_{Cu} – энергия сублимации Cu.

Таблица. Исходные параметры проводников, размерные характеристики и фазовый состав наночастиц.

Сечение проводников Al/Cu, мм	Расчетное соотношение металлов в системе из проводников Al/Cu % масс.	Фазовый состав наночастиц	Средн. диаметр частиц, нм
0,16/0,25	11,02/88,98	Al, Cu, CuAl ₂ , CuAl (твердый раствор), Cu ₉ Al ₄ , Al ₂ Cu ₃ , AlCu ₃	77
0,25/0,3	17,35/82,65	Al, Cu, CuAl ₂ , CuAl (твердый раствор), Cu ₉ Al ₄ , Al ₂ Cu ₃ , AlCu ₃	92
0,35/0,25	37,23/62,77	Al, Cu, CuAl ₂ , CuAl (твердый раствор), Cu ₉ Al ₄	96

По результатам РФА с увеличением содержания меди в системе из 2-х проводников, в нанопорошках наблюдается увеличение интенсивности пиков, характерных для фазы твердого раствора, а интенсивность пиков меди, алюминия и интерметаллидов уменьшаются.

Показано, что при равном перегреве систем из 2-х проводников средний размер частиц увеличивается с увеличением суммарного сечения проводников.

Электронно-микроскопическое исследование и изучение распределения элементов в зоне анализа показали равномерное распределение элементов в отдельных частицах. Массовое соотношение металлов в наночастицах практически соответствует соотношению металлов в системе из двух проводников до взрыва. Исключение составляют частицы с размером до 50 нм, где наблюдается увеличение содержания алюминия по сравнению с расчетным соотношением, а также увеличивается количество кислорода из-за окисления алюминия и образования оксидной пленки.

Таким образом, проведенные исследования показали, что изменяя как параметры электрического взрыва и сечение проводников можно получать многокомпонентные металлические наночастицы сложного состава и структуры. Изучение физико-химических свойств таких нанопорошков может способствовать получению новых данных о взаимном влиянии металлов в наночастицах, что определяет характер протекания различных химических реакций. Синтезированные наночастицы могут служить прекурсорами для получения новых функциональных материалов, применяемых в различных отраслях промышленности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН III.23.2 (2013-2016 гг.) и Гранта РФФИ 14-08-31363.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЁРЕН ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ И ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Мейснер Л.Л., Мейснер С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

lotkov@ispms.tsc.ru

Измельчение зёренной структуры на поверхности или в объёме материалов существенно улучшает их механические и функциональные свойства. На основе собственных результатов и литературных данных в работе сделан обзор современного состояния исследований закономерностей и возможных механизмов измельчения зёренной структуры при больших пластических деформациях и ионном облучении в сплавах на основе никелида титана.

Показано, что на ранних стадиях пластической деформации доминирует дислокационное скольжение, сменяющееся затем развитием микрополос локализованной деформации. Дальнейшая эволюция микроструктуры осуществляется механизмами геометрической и непрерывной динамической рекристаллизации внутри полос локализованной деформации и на их пересечениях. После формирования субзёрен с малоугловыми границами при продолжении деформации субзёрна продолжают вращение как целое относительно ориентации

исходных зёрен. Это приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры с большеугловыми границами зёрен.

С использованием метода дифракции обратно рассеянных электронов показано, что после облучения ионами кремния под ионно-модифицированной поверхностью никелида титана формируется фрагментированная микроструктура в слое толщиной 10-15 мкм, состоящая из измельчённых зёрен и субзёрен и находящимися в деформированном или рекристаллизованном состоянии. Показано, что фрагментируются в первую очередь зерна, в которых ориентация плотноупакованных плоскостей совпадает с направлением ионно-пучкового воздействия. Эти особенности позволяют предположить существование общего механизма формирования рекристаллизованных зёрен при больших пластических деформациях в объеме никелида титана и после ионно-пучковых воздействий на его поверхности.

Работа поддержана РФФИ (проект №13-08-90421 Укр_ф_а), проектами СО РАН III.23.2.1. и III.23.2.2.

СТРУКТУРА ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЯ СТЕКЛА И СТАЛИ ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ, ПРИ ПОЛУЧЕНИИ СТЕКЛОМЕТАЛЛОКОМПОЗИТА

Любимова О.Н., Морковин А.В., Дрюк С.А.

*Дальневосточный федеральный университет, Владивосток, Россия
berms@mail.ru*

Разработка материалов слоистого типа, предназначенных для изготовления конструкций ответственного назначения, способных эксплуатироваться длительное время и с высокой степенью надежности, остается основной тенденцией развития современного материаловедения. Способы соединения материалов входящих в состав слоистых композитов различны от клеевых соединений до сварки взрывом. Зона соединения может как положительно, так и отрицательно влиять на прочностные характеристики слоистого композита в целом. Зачастую в зоне соединения получается новый материал, вносящий дополнительный вклад в работу композита и поэтому она всегда представляет отдельный интерес для исследования.

Целью данной работы являлось исследование зоны соединения стекла марки С49-1 со стали СтЗсп полученной при изготовлении слоистого материала на базе стекла и стали – стеклометаллокомпозита [1].

В случае формирования двухслойного композита методом сварки, температурный режим предполагает, что при температуре сварки, стекло постепенно приходит в состояние вязкой жидкости и при определенном времени развиваются процессы объемной диффузии оксидов металла в стекло. Исследовались состав и структура диффузионной зоны для различных технологических режимов, а именно, с предварительным окислением свариваемой со стеклом поверхности металла и без него.

Варьировалось время сварки от минимального - времени образования физического контакта до времени, когда была замечена стабилизация ширины диффузионной зоны.

Микроскопическое исследование подготовленных по разным режимам шлифов в зоне сварки выделяет двухуровневую систему, географически лежащую в стекле и состоящую из кристаллического слоя шириной 2 мкм и аморфного слоя содержащего катионы железа шириной 25-30 мкм. Замечено, что оксидирование влияет на геометрические характеристики кристаллического слоя. Выявлено время сварки, после увеличения, которого структура и состав диффузионной зоны существенно не изменяются.

Литература:

1. Патент №2428388 РФ, МПК C03C27/02. Способ изготовления стеклометаллокомпозита / Гридасова Е. А., Любимова О.Н., Пестов К.Н., Каяк Г.Л. - №2009149790/03; Заяв. 31.12.2009; Оpubл. 10.09.2011, Бюл. № 25.- 6 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 06МБФ В РАЗЛИЧНЫХ ИСХОДНЫХ СОСТОЯНИЯХ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ НА НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Майер Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.¹, Кошовкина В.С.², Хомякова Г.В.³,
Тукеева М.С.¹, Мельников Е.В.¹, Найденкин Е.В.¹, Одесский П.Д.⁴,
Добаткин С.В.⁵

¹Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

⁴Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия,

⁵ЦНИИ строительных конструкций, Москва, Россия

galinazg@yandex.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, микроиндентирования изучена структура и микротвердость стали 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C, мас.%) в исходно нормализованном (920 °С, 30 мин.) и закаленном (от 920 °С, 30 мин. в воду) состояниях после кручения под давлением на наковальнях Бриджмена (6 ГПа) на пять полных оборотов при комнатной температуре.

Исследование исходной структуры стали 06МБФ показало, что нормализация приводит к формированию ферритно-бейнитного состояния со средним размером зерна феррита 15 мкм и объемной долей бейнита около 5 %. После закалки структура была представлена мартенситом самоотпуска со средней толщиной пластин 0,37 мкм.

Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что в результате кручения на наковальнях Бриджмена происходит интенсивное диспергирование структурных составляющих стали и

формирование нанокристаллической структуры со средним размером структурных элементов 95 нм независимо от исходного состояния. На кольцах электронограмм хорошо различимы отдельные рефлексy. Характер их распределения по кольцу свидетельствует о присутствии высокоугловых разориентировок между структурными элементами, а азимутальные размытия – о наличии малоугловых разориентировок и высоком уровне внутренних напряжений в зернах и субзернах после КГД.

Анализ рентгенограмм стали показал, что после КГД происходит уменьшение интенсивности и уширение рентгеновских линий исследуемой стали. Значение микродеформации кристаллической решетки $\Delta d/d$ при КГД исследуемой стали увеличилось на порядок от $\sim 10^{-4}$ (исходное состояние) до $\sim 10^{-3}$ (состояние после КГД) для обеих исходных микроструктур. Это свидетельствует о больших внутренних напряжениях в структуре после КГД (микронапряжения второго рода $\sigma^{\text{II}} \approx 750 \text{ МПа}$).

КГД приводит к росту средних значений микротвердости (середина радиуса диска) более чем в 4 раза (от 1,6 до 7 ГПа) для исходно нормализованных образцов и в 2,5 раза (от 3,2 до 7,7 ГПа) для исходно закаленного состояния. Распределение микротвердости вдоль диаметра дисков, полученных из исходно закаленного состояния, более однородное (6,5 ГПа в центре диска) в сравнении с состоянием, сформированным из нормализованного состояния (5 ГПа в центре диска). При близком размере элементов зеренно-субзеренной структуры исследуемые состояния характеризуются различными значениями микротвердости и степенью однородности структуры. Это, по нашему мнению, обусловлено различным исходным состоянием образцов перед кручением – высокой исходной дисперсностью структуры из-за фазового наклепа после закалки и большей долей большеугловых границ в закаленных образцах по сравнению с нормализованными.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2016 гг. (проект III.23.2.2.) и стипендии Президента РФ (СП-4682.2013.1).

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕГО ВЫГЛАЖИВАНИЯ СТАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Кузнецов В.П.¹, Макаров А.В.^{2,3}, Псахье С.Г.⁴, Саврай Р.А.³

¹Курганский государственный университет, Курган, Россия,

²Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

³Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

⁴Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

wpkuzn@mail.ru makarov.av@imp.uran.ru

Эффективным методом финишной обработки поверхностным пластическим деформированием является технология наноструктурирующего выглаживания, позволяющая формировать наноструктурное состояние и субмикрорельеф поверхностного слоя и

обеспечивающая при серийном изготовлении прецизионных деталей из конструкционных сталей на металлообрабатывающих центрах кратное повышение эксплуатационных свойств. Целью работы явилось изучение трибологических аспектов наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей деформирующим индентором, связанных с обоснованием выбора материала индентора и смазочно-охлаждающей технологической среды по критериям величины коэффициента трения в контакте «индентор – обрабатываемая деталь» и отсутствия признаков адгезионного схватывания и усталостных микротрещин, а также с установлением эффективности применения наноструктурирующего выглаживания для улучшения трибологических свойств высокохромистой низкоуглеродистой стали 20X13 и цементованной низколегированной стали 20X [1].

Установлено, что для реализации наноструктурирующего выглаживания при обеспечении качественной поверхности стали 20X13 предпочтителен синтетический алмаз, а в случае цементованной стали 20X с твердостью 55 HRC₃ – индентор из плотного нитрида бора DBN при обработке в газовой среде (воздух, аргон). При использовании индентора из природного алмаза для выглаживания сталей в различных средах (СОЖ, воздух, аргон) достигаются минимальные значения коэффициентов трения ($f=0,07-0,09$), что препятствует возможности наноструктурирования поверхностного слоя. Наноструктурирующее выглаживание стали 20X13 на токарно-фрезерном центре индентором из синтетического алмаза обеспечивает рост износостойкости при абразивном воздействии (до 1,6 раза за счет ограничения процессов микрорезания), при трении скольжения со смазкой (до 2,6 раза за счет ограничения процессов пластического оттеснения) и в воде (до 30 и более раз за счет локализации процессов схватывания и перехода к нормальному механо-химическому износу). Наноструктурирующее выглаживание цементованной стали 20X индентором из DBN в газовой среде приводит к снижению в 2,1 раза интенсивности изнашивания при испытании по закреплённому абразиву кремню вследствие смены основного механизма изнашивания от микрорезания к микроцарапанию, в 3,4-4,5 раза при испытаниях на трение скольжения в воздушной и безокислительной (аргон) средах вследствие локализации развития на выглаженных поверхностях усталостно-окислительного и адгезионного изнашивания. По данным микроиндентирования наноструктурирующее выглаживание повышает способность поверхностного слоя противостоять упругому и пластическому деформированию при контактном нагружении, что ограничивает развитие процессов микрорезания, схватывания, пластического и упругого оттеснения при различных видах фрикционного воздействия. Тем самым обеспечивается повышенная износостойкость деталей трибосопряжений, обработанных наноструктурирующим выглаживанием.

Работа выполнена при поддержке программ фундаментальных исследований УрО РАН (проекты № 12-Т-1-1010 и № 12-П-1-1027).

Литература:

1. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Псахье С.Г., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т. 17. – № 3. – С. 14-30.

КОМПЛЕКСНЫЕ ДИФРАКЦИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СУБСТРУКТУРЫ И ВНУТРИЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА, ВОЗНИКАЮЩИХ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ TiNi ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА НИХ ИОННЫМИ ПУЧКАМИ

Мейснер С.Н., Лотков А.И., Твердохлебова А.В., Мейснер Л.Л.,
Полетика Т.М., Гирсова С.Л.

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

В настоящее время для обеспечения определенных свойств на поверхности металлических материалов широко применяются ионно-плазменные методы обработок, использование которых актуально для прецизионных материалов, свойства которых сенсорно чувствительны к химическому составу. Сплавы на основе никелида титана являются наиболее яркими представителями таких материалов. Их функциональные свойства – эффекты памяти формы и сверхэластичности, а также температурные интервалы проявления этих свойств зависят от химического состава. Поэтому влияние поверхностного ионного легирования на структуру и фазовый состав приповерхностного слоя никелида титана является актуальным.

В работе представлены результаты исследований методами просвечивающей электронной микроскопии, дифракции рентгеновских лучей и обратнорассеянных электронов закономерностей формирования градиентных нано- и субструктур в приповерхностных слоях никелида титана после воздействий на них потоками ионов кремния средних энергий в режиме высокодозной ионной имплантации.

Исследования морфологии поверхности образцов NiTi до и после ионной имплантации проводили методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе Carl Zeiss «LEO EVO 50». Метод ДОЭ использовали для получения информации об изменении мезоструктуры образца NiTi под облученной поверхностью. Эксперимент осуществляли на растровом электронном микроскопе «LEO EVO 50». С шагом $\Delta h = 1$ мкм были получены нескольких типов карт реконструкции структуры в исследуемой области, что позволило определить характер изменения пространственного распределения ориентировок кристаллической решетки в углах Эйлера и в представлении Родригеса-Франка [1]. Исследован характер изменения количественных характеристик внутренней структуры, таких как размер и морфология зерен и формирующихся фрагментов

(субзерен), спектр разо-риентировок границ зёрен/субзёрен, состав и содержание специальных границ.

Для изучения дефектной структуры приповерхностных (до нескольких десятков микрометров) слоев материала методом ПЭМ использовали образцы в поперечном сечении (cross-section samples), приготовленные ионным утонением на установке EM 09100IS (JEOL). Исследования проводили по краю фольги с шагом в 100 нм от поверхности вглубь образца на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 (JEOL) при ускоряющем напряжении 200кВ. Для описания дефектной структуры использовали следующие количественные характеристики: объемную долю, занимаемую различными структурами, скалярную плотность дислокаций, амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки, уровень остаточных внутренних напряжений, плотность границ и разориентации на них.

Обнаружено, что после ионно-пучкового облучения поверхности образцов наблюдается изменение и фрагментация структуры приповерхностного слоя на глубину $5 \div 15$ мкм, меньшую среднего размера исходного зерна исследуемого сплава. Характерными особенностями слоя с фрагментированной структурой является: (1) – присутствие в нем мартенситной фазы B_{19}' , (2) – высокая концентрация межфазных и внутрифазовых границ раздела, (3) – линейные размеры фрагментов превышают 1 мкм, (4) – измельчение структуры слоя под облученной поверхностью неоднородно и зависит от кристаллографической ориентации исходного зерна.

Обнаружено, что интенсивность фрагментации в приповерхностном слое зависит от кристаллографической ориентации исходного зерна. Показано, что быстрее фрагментируются зерна, кристаллографическая ориентация семейств плотноупакованных плоскостей $\{111\}$, $\{112\}$ в которых близка направлению ионно-пучкового воздействия. Полученные результаты согласуются с известными данными о существенной роли кристаллографической анизотропии $NiTi$ в развитии его деформационной структуры.

Литература:

1. Мейснер С.Н. Фрагментация структуры приповерхностного слоя никелида титана, вызванная импульсным воздействием на его поверхность пучками ионов кремния // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2014. – Т. 57. – №. 3. – С. 108-115.

**ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЗМЫ
ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X17H14M2,
ЛЕГИРОВАННОЙ ВОДОРОДОМ**

Мельников Е.В.¹, Козлова Т.А.², Тукеева М.С.¹, Майер Г.Г.¹,
Астафурова Е.Г.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, микроиндентирования исследовали влияние прокатки на плоских валках, комбинированной с обратимым легированием водородом, на структуру и механизмы деформации аустенитной нержавеющей стали 08X17H14M2. Наводороживание проводили в однонормальном растворе серной кислоты (H_2SO_4) с добавлением тиомочевина (CH_4N_2S) при плотностях тока 10, 100, 200 мА/см² в течение 5 часов при комнатной температуре. Пластическую деформацию осуществляли непосредственно после наводороживания с обжатием на 25, 50, 75 и 90%.

После прокатки (без наводороживания) исходно аустенитной стали на рентгенограммах наблюдали рефлексы только от γ -фазы, т.е. сталь не испытывает при деформации фазовых переходов. При деформации интенсивность рентгеновских линий уменьшается, а их ширина увеличивается. Размеры ОКР с ростом степени пластической деформации уменьшаются (после прокатки до 90% составляют 14 нм), а микродеформация кристаллической решетки возрастает на порядок по сравнению с исходным состоянием. Все это свидетельствует об измельчении структуры и повышении внутренних напряжений, величина которых при 90% осадки достигает 350 МПа. Электронно-микроскопические исследования показали, что при прокатке реализуется деформация механическим двойникованием и происходит формирование полос локализованного течения различного масштаба. Рост внутренних напряжений и измельчение зерен приводят к повышению микротвердости до 3,4 ГПа (25%), 3,5 ГПа (50%), 3,7 ГПа (75%), 3,9 ГПа (90%) (микротвердость в исходном состоянии составляла 2,2 ГПа).

На рентгенограммах образцов после различных режимов электролитического насыщения водородом и последующей прокатки с разной степенью пластической деформации также наблюдаются рефлексы только от γ -фазы, т.е. наводороживание не способствует появлению заметного количества α' и ϵ мартенситных фаз. Размеры ОКР изменяются незначительно по сравнению с образцами, прокатанными без введения водорода, и составляют 15–20 нм, параметр решетки также не изменяется. По данным сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии зеренная структура измельчается до субмикронного масштаба и носит ориентированный характер. Анализ распределения границ по углам

разориентации свидетельствует в пользу того, что после прокатки с наводороживанием в структуре увеличивается доля специальных границ (двойниковых) с разориентацией 60° , что свидетельствует об усилении вклада от механического двойникового упрочнения и измельчения структуры. Микротвердость в образцах, подвергнутых наводороживанию перед прокаткой до степени обжатия 25%, уменьшается на 0,1–0,6 ГПа по сравнению с образцами, прокатанными без наводороживания, что, вероятно, вызвано процессами локализации, свойственной деформации аустенитных сталей с водородом. При степенях осадки 50–90%, напротив, она возрастает на 0,2–0,6 ГПа, что вызвано усилением вклада от механического двойникового упрочнения при наводороживании и прокатке.

Таким образом, химико-деформационная обработка стали 08X17H14M2 приводит к формированию ультрамелкозернистого состояния с высокой долей двойниковых границ. Доля двойниковых границ увеличивается при введении водорода перед прокаткой и при увеличении плотности тока при наводороживании. Пластическая деформация образцов стали как с водородом, так и без него не способствует появлению заметного количества α' и ϵ мартенситных фаз.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ АЗОТИСТОЙ СТАЛИ

Наркевич Н.А.¹, Толмачев А.И.^{1,2}, Лемешев Н.М.¹, Рахматулина Т.В.¹

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

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*
natnark@list.ru

Механизм деформации аустенитных безникелевых сталей зависит от содержания в них азота и при содержании его более, чем 0,5% масс., основным является двойникование [1]. Прокатка или волочение не могут быть универсальными технологическими способами упрочнения. Для деталей сложной формы, а также в случаях, когда недопустима анизотропия свойств, целесообразно использовать поверхностную деформационную обработку, разновидностью которой является ковка с ультразвуковой частотой.

Работа направлена на исследование влияния ультразвуковой ковки (УЗК) на параметры структуры и свойства аустенитных азотистых сталей.

Исследовали сталь 07X17AG18 (Cr16.5, Mn18.8, C0.07, N0.53, Si0.52% мас., ост Fe) которая в исходном состоянии после закалки от 1100°C в воде имеет однофазную аустенитную структуру. После УЗК происходит упрочнение поверхностного слоя на глубину 120–150 мкм. Металлографическими и электронно-микроскопическими исследованиями в этом слое выявлено большое количество деформационных двойников. Существенный вклад вносит в упрочнение образующийся при деформационной обработке мартенсит с ГПУ решеткой, в то время как α

мартенсит с ОЦК решеткой не образуется и сталь остается немагнитной. После УЗК замечено увеличение количества большеугловых границ и появление малоугловых. Новые большеугловые границы формируют более дисперсную структуру, размеры элементов которой по данным дифракции обратно-рассеянных электронов находятся в интервале 1-5 мкм. Распределение областей с диспергированной структурой неравномерное, наиболее подвержены диспергированию первичные двойники отжига и зерна с двойниковыми границами. Области структуры с новыми большеугловыми границами, сформированными УЗК, явно выраженной текстуры не имеют. Рентгенографическими исследованиями с юстировкой дифрактометра по Брэггу Брентано, установлено, что параметр решетки аустенита в направлении, совпадающем с направлением УЗК, уменьшается от $0,3626 \pm 2 \cdot 10^{-4}$ нм в закаленном состоянии до $0,3622 \pm 2 \cdot 10^{-4}$ нм, что свидетельствует о выходе атомов азота и углерода из решетки твердого раствора и распределении их на дислокациях. Кроме того, УЗК способствует увеличению концентрации деформационных дефектов упаковки.

Механические испытания на растяжение свидетельствуют о существенном повышении прочностных свойств стали Х17АГ18 после УЗК, особенно предела текучести до 510 МПа, что на 25% выше в сравнении с необработанными образцами. Предел прочности достигает 830 МПа (увеличение на 10%) при относительном удлинении, равном 50%. На стадии растяжения до 10% остаточной деформации деформационное упрочнение равно 40 МПа/%, что в 2 раза превышает деформационное упрочнение необработанных УЗК образцов. Разрушение стали в зоне УЗК имеет вязкий характер.

Поверхностная деформационная обработка – ультразвуковая ковка воздействует на структуру, инициирует множественное двойникование, приводит к увеличению концентрации деформационных дефектов упаковки и образованию ε мартенсита. При ультразвуковой ковке (УЗК) структурные изменения происходят только в поверхностном слое, однако этот тонкий слой во многом предопределяет объемные свойства и механическое поведение материала при внешнем нагружении. Предел прочности стали Х17АГ18 после УЗК равен 830 МПа, предел текучести 510 МПа, относительное удлинение 50%.

Литература:

1. Киреева И.В., Чумляков Ю.И. Влияние азота и величины энергии дефекта упаковки на двойникование в $[\bar{1}11]$ - монокристаллах аустенитных нержавеющей сталей // ФММ. 2009. Т.108. №3. С.313-324.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ ОЧИСТКИ УГЛЕРОДНЫХ НАНОВОЛОКОН В РАСТВОРАХ АЗОТНОЙ КИСЛОТЫ

Немзорова М.А., Тихонина К.В., Дюкова К.Д.

*Новосибирский государственный технический университет, Россия,
nemzorova.m@mail.ru*

Углеродные нановолокна (УНВ) применяются как эффективный усиливающий и функциональный наполнитель композитов, катализатор и носитель катализаторов, сорбент. Они представляют собой волоконно-трубчатые или нитеподобные, наноразмерные углеродные формирования, на конце которых находится частица катализатора. Исследование нановолокон достаточно перспективно благодаря простой технологии синтеза, повышенной степени чистоты и низкой стоимости.

Метод каталитического разложения углеводородов является одним из основных способов получения нановолокон, поэтому в готовом продукте присутствует остаточное количество катализатора. Частицы катализатора могут быть удалены из материала при помощи химической обработки и других способов.

Несмотря на большое количество работ, посвященных химической обработке, практически отсутствуют данные посвященные подбору оптимальной температуры и времени выдержки углеродных нановолокон (УНВ) в кислотах и смесях кислот для обеспечения максимальной степени очистки данных материалов.

Целью работы являлось исследование динамики очистки углеродных нановолокон от остатков катализатора в растворах азотной кислоты.

В данной работе мы использовали анализ зольности как способ определения количества остаточного катализатора в УНВ после их обработки.

В задачи работы входило: исследование влияния времени обработки УНВ в растворах азотной кислоты; исследование влияния концентрации азотной кислоты на содержание остаточных включений катализатора в УНВ.

В результате работы была выявлена зависимость зольности УНВ от концентрации HNO_3 в растворе и продолжительности обработки и были сделаны следующие выводы:

- Установлено, что с уменьшением концентрации окислителя зольность образца понижается.
- Основная стадия очистки исследуемого материала происходит до 3-х часов. Использование продолжительности обработки величиной более 3 ч. – нецелесообразно.

Таким образом, на условия очистки УНВ влияют как температурные режимы, так и временно-концентрационные параметры процесса. Данные исследования позволяют значительно удешевить технологию очистки.

Нахождение новых способов очистки и функционализации углеродных нановолокон будет способствовать расширению областей их применения и появлению новых материалов с улучшенными характеристиками.

ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ

Овечкин Б.Б., Тогина Д.А.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,
ovechkinb@tpu.ru*

Работоспособность деталей машин и инструмента во многом определяется состоянием поверхностного слоя. Для повышения твердости, прочности и износостойкости широко применяются различные методы термической и химико-термической обработки. В последнее время все большее развитие и применение получают методы и способы ионного азотирования. Значительные успехи, достигнутые за последние десятилетия в промышленном применении азотирования в тлеющем разряде, именуемого "ионным азотированием", позволили сократить продолжительность технологического цикла в 2...5 раз. Создание новых специальных установок для ионного азотирования и их серийное освоение открывают возможность широкого внедрения этого процесса на многих предприятиях. В данной работе поставлена цель методом ионного азотирования повысить поверхностную твердость, износостойкость, снизить склонность к задирам, обеспечить высокое сопротивление кавитации и коррозии инструмента.

Ионному азотированию подвергались образцы и изделия, изготовленные из быстрорежущих сталей марок P18 и P6M5. Ионное азотирование проводили на экспериментальной установке кафедры «Материаловедение в машиностроении» ТПУ УИА-М1. Процесс вели при температуре азотирования 500...520°C, разрежение 1...10 мм рт. ст., рабочее напряжение составляло от 400 до 1100 В. Продолжительность процесса составляла 0,5...5,0 ч. Распределение микротвердости по глубине азотированного слоя определяли на приборе ПМТ-3М, при нагрузке 100г. Металлографический анализ полированных и травленных образцов проводили на металлографическом микроскопе Neophot при увеличении 100...600 раз. Стойкостные испытания инструмента проводили в условиях действующего производства ОАО «Новосибирский инструментальный завод».

Ионное азотирование является эффективным способом модифицирования свойств, что позволяет применять его для упрочнения закаленных сплавов, в частности закаленной быстрорежущей стали марки P18 и P6M5. Показано, что изменяя параметры процесса, можно гибко управлять толщиной модифицированного слоя, его фазовым и

структурным состоянием, градиентом свойств от рабочей поверхности к основе изделия, что важно для конкретных видов упрочняемых инструментов. Видно существенное увеличение микротвердости на поверхности образцов при всех временах выдержки (практически в 1,5...2,0 раза). Однако характер распределения микротвердости по глубине азотированного слоя отличен. Так, при времени азотирования 1 ч глубина составляет порядка 50...60 мкм и имеет резкую границу между слоем и подложкой. При увеличении времени выдержки до 3 и 5 часов глубина слоя увеличивается до 100...150 мкм и 150...200 мкм соответственно. Причем характер переходной зоны имеет плавный переход от упрочненного слоя к основному металлу, при этом микротвердость поверхности существенно не изменяется.

Разработаны технологии ионного азотирования, основанные на модифицировании в тлеющем разряде сталей P18 и P6M5, которые позволяют получать диффузионные слои заданного фазового состава, не изменяя в целом технологический процесс термической обработки. Установлено, что в условиях изнашивания высокой износостойкостью обладает материал с ультрамелкозернистой структурой, состоящей из нитридов основного металла и легирующих элементов $(\text{Fe}, \text{W})_4\text{N}$ и карбонитридных фаз $\text{Fe}(\text{Me})_4(\text{N}, \text{C})$ в поверхностном слое и с расположенной под ним развитой мартенситной зоной.

Производственные испытания инструмента в условиях ОАО «Новосибирский инструментальный завод», упрочненного по оптимальным режимам, показали высокие значения износостойкости (стойкость повысилась в 1,5...2 раза) и целесообразность применения разработанной технологии ионного азотирования в тлеющем разряде.

BULK NANOSTRUCTURING INTERMETALLIC COMPOSITE MATERIAL

Ovcharenko V.E.

Institute of Strength physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

Nickel aluminum compounds, in the first place Ni_3Al , are the base metals for making advanced hot-resistant nickel alloys intended for severe heat and stress working conditions. The use of Ni_3Al for this purpose is limited by its low ductility and fracture toughness. Polycrystalline Ni_3Al is fractured by grain boundary embrittlement both at low and high temperatures. Classical approach for improving both the ductility and toughness of Ni_3Al intermetallic compound is alloying it with more refractory than nickel metals. Further development of this complex alloying method for improving Ni_3Al and alloys characteristics is to modify its structure in order to create submicro- and nanosize structural component. Doing so in a metal characterised by high energy interatomic bonding would inevitably cause involving the maximum number of structural levels into deformation thus resulting in strain localisation on structural

components having the wide range of their dimensions. The final effect of such a modification would be relieving the elastic stress concentration and then changing the dominating mechanism of a main crack nucleation and growth. Such a mechanism is believed to take essentially more time until fracture, thus improving the material fracture toughness.

The nanosize structural component may be generated by severe plastic deformation of materials (SPD methods). Since both toughness and ductility of Ni_3Al compound are limited by developing brittle intercrystalline fracturing mechanism, then it becomes obvious that effective SPD-induced grain refining can be made feasible only for small samples and using only the Bridgeman anvils. However, as follows from preliminary experimenting, the SPD treatment is feasible for appropriately sized samples when carried out in a narrow time interval within which the intermetallic is synthesized in a combustion wave propagating in Al/Ni powder mixture.

The objective of this work is to study the effect of SPD carried out in heat explosion conditions on the microstructure, temperature dependencies of ductility and toughness of SHS synthesized intermetallic Ni_3Al compound and $\text{Ni}_3\text{Al}+15\%$ vol. (Ni-Cr)-alloy composite material. It has been established that the bulk nanostructuring of both Ni_3Al and $\text{Ni}_3\text{Al}+15\%$ vol. (Ni-Cr)-alloy composite material by plastic deformation in the course of SHS provides for multimodal grain structure formation with nanosize subgrain components. Such a structural modification has positive effect on temperature dependencies of strength characteristics of the intermetallic compound and intermetallic composite material so that its ultimate stress is enhanced considerably for temperatures below 1000°C .

The similar temperature dependencies of ultimate stress for as-cast, pressure-assisted SHS and SPD-assisted SHS Ni_3Al intermetallic compounds and $\text{Ni}_3\text{Al}+15\%$ vol. (Ni-Cr)-alloy composite material with the multimodal grain structure mean that bulk nanostructuring and generation of nanosized structural component plays the main role in improving strength characteristics of intermetallic compounds and composite material.

STRUCTURAL STATE SCALE-DEPENDENT PHYSICAL CHARACTERISTICS AND ENDURANCE OF CERMET COMPOSITE FOR CUTTING METAL

Ovcharenko V.E.¹, Ivanov Yu.F.², Mohovikov A.A.³

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS, Tomsk, Russia,*

²*Institute of Heavy-Current Electronics of the SB RAS, Tomsk, Russia,*

³*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia
ove45@mail.ru, yufi55@mail.ru, maa28@rambler.ru*

Quantitative data resulting from numerical experiments on elucidating an effect of multiscale structural levels as well as their combinations both on deformation and fracture of cermets under high dynamic loading show new approaches for improving their physical and mechanical characteristics. These approaches are based on the feasibility of generating the multi-scale structures in

the cermet implying that most of them will inevitably be involved in deformation, and thus, serve to change the dominating mechanisms of the main crack's nucleation and growth. In other words, the nucleation, successive development and propagation of the crack tip in a "mesoscopically" undamaged material is changed for generating meso-damages in the vicinity of the microcrack tip, which then may grow together into a main crack. Such a mechanism is believed to take essentially more time until fracture, thus improving the cermet's fracture toughness.

Generating extra structural levels in the surface layer of a cermet is feasible by using superfast heating, and thus creating a structural--nonequilibrium state which then would be retained during the superfast cooling.

In this present work, cermet samples were modified by pulse electron beam melting and thus modified structures as well as the effect of subsurface structural-phase state on physical properties and the effect of subsurface structural-phase state on physical properties and endurance of the cermet was investigated.

Experiments have been carried out on cermet samples composed of 50% TiC particles and 50% (Ni-Cr-Al)-binder. The parameters of pulse electron beam treatment were as follows: thickness of a cermet layer heated 200 μm , heating rate 10^4 to 10^9 K/s , pulse durations $\tau=50, 100, 150, 200 \mu\text{s}$, power density $W_s = 6 \cdot 10^5 \text{ Wt/cm}^2$, which gave energy density E_s up to 60 J/cm^2 , electron beam diameter 1 to 2 cm.

Compacted cermet samples consisted of three base components: (i) metallic binder reinforced by (ii) brittle, high-hardness TiC particles of mesoscopic scale size 1 to 10 μm , and (iii) particle/binder interface region of variable composition and crossover section diameter up to 4 μm . It is established that high-energy flux treatment of subsurface layers by electron beam pulses of power density 8×10^5 to $10 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ in argon-containing gas discharge plasma leads to formation of fourth structural level in the form of secondary carbide microparticles precipitated from oversaturated Ti and C solid solution on Ni-based. As result decreases coefficient friction and increases the endurance of metal cutting tools in 6 time. When irradiated in nitrogen-containing gas discharge plasma is formed in the metal binder fifth structural level in the form of nanoparticles (50 nm) aluminum nitride AlN. Formation in the surface layer of the fifth structural level increases the endurance of metal cutting tools in 10-12 time. Obtaining four and then five-level structural-phase state serves first to reduce and then totally eliminate the temperature dependence of both friction and cutting depth structure. This is to prove the improved thermal stability of a material with higher number of structural-phase levels.

MODIFICATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF NICKEL ALLOYS WITH NANOSTRUCTURED COMPOSITE POWDERS

Cherepanov A.N.¹, Ovcharenko V.E.^{2,3}, Lu Guangxun⁴, Cao Lamei⁴,

¹*Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, Novosibirsk, Russia,*

²*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia*

³*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia*

⁴*Beihang University, Beijing, China*

Heat-resistant alloys are widely used as a construction material for steam and gas turbines, jet engines, combustion engines, etc. The basic requirements for such materials are increased heat-resistance, plasticity, resistance to thermal and low-cycle fatigues. The studies show that properties of a heat-resistant alloy essentially depend on the size and morphology of the alloy grain structure. Decreasing the grain average size leads to increase of yield and ultimate strengths of the heat-resistant alloy, as well as to increase of its operation life under cyclic loads.

One of the effective ways to increase dispersity of the alloys grain structure is the method of alloy modification through introduction into the melt of powder particles of refractory chemical compounds: the method of suspension modification by exogenous particles.

This paper describes the study results of influence of suspension modification by exogenous particles on structure and strength properties of heat-resistant alloys K 403 and K 4169. At modification of alloy K 403, the role of exogenous particles was played by composition of chromium powders with nanoparticles of titanium nitride TiN and yttrium dioxide Y₂O₃ obtained by the method of mechanical activation of a corresponding powder mixture in a centrifugal planetary mill. At modification of alloy K 4169, composite powders on basis of intermetallic NiAl armed by nanoparticles of titanium nitride TiN and titanium carbonitride TiC_{0.5}N_{0.5} were used. Composite powders were prepared through mechanical grinding of pure elements (Ni and Al) of stoichiometric composition, synthesized under pressure in powder mixtures, with addition in corresponding quantities of nanopowders of titanium nitride or titanium carbonitride of composite compacts NiAl+TiN (TiC_{0.5}N_{0.5}).

It is established that application of nanopowder modifiers has essential impact on structure and strength properties of heat-resistant alloys. At modification of alloy K 403 with a nanostructured composite powder mixture (Cr+TiN+Y₂O₃), the grain average size in the alloy decreases from 5–10 mm to 3.0 mm, the ultimate strength at 975 °C increases by 40% at double increase of elongation, the cyclic strength at 600 °C increases by 2.7 times. At modification of alloy K 4169 with composite powders NiAl+TiN (TiC_{0.5}N_{0.5}) the grain average size decreases by 1.5–2 times, the tensile strength at 650 °C increases by 1.5–2 times, the number of cycles to failure at 482 °C increases by more than 3 times.

It is shown by the methods of transmission electron microscopy that influence of nanopowders of refractory compounds on the grain structure size is expressed in

formation in the alloys of microvolumes with submicrocrystalline structure and submicrocrystalline interlayers at grain junctions and boundaries, containing nanoparticles of titanium nitride and carbonitride. The carbide phase morphology changes: a granular structure is formed instead of “Chinese hieroglyph” one. Introduction of nanoparticles of titanium nitride and titanium carbonitride into the melt of nickel alloys increases the number of nucleation centers of the solid phase in alloys and forms clusters of nanoparticles at boundaries and junctions of the grain structure formed, slowing down the crystallization processes and preventing increase of the contacting grains size through their association.

ФОРМИРОВАНИЕ И ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МАРТЕНСИТНОЙ ФАЗЫ В19' В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ СПЛАВОВ TiNi ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Остапенко М.Г.^{1,2}, Мейснер Л.Л.^{1,3}, Гудимова Е.Ю.¹,
Лотков А.И.¹, Захарова М.А.²

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

² *Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³ *Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*
artifakt@ispms.tsc.ru

В настоящее время наблюдается устойчивый интерес к использованию импульсных воздействий электронными пучками для модификации поверхности и поверхностных свойств металлов и сплавов [1-2]. Короткодействующий электронный импульс с высокой плотностью энергии приводит к появлению динамически изменяющихся температурных полей в поверхностных слоях, обеспечивая сверхбыстрый нагрев, который может привести к плавлению кристаллических фаз в этих слоях, а затем расплавленный слой быстро затвердевает ($\sim 10^9$ К/с) и охлаждается на подложке, которой является сам образец. Кроме того, в области переплава формируются поля динамических упругих напряжений, которые, в свою очередь, могут вызывать значительную деформацию в подслоях материала, лежащих ниже зоны переплава. В результате, не только в областях прямого воздействия электронным пучком, но и в нижележащих слоях обрабатываемых материалов возможно формирование неравновесных структурно-фазовых состояний, которые отвечают за изменение физико-химических и механических свойств материалов на поверхности и приводят к улучшению этих свойств, которое невозможно достичь традиционными методами обработки поверхности материалов.

Цель данной работы – исследовать закономерности изменения фазового состава в поверхностных слоях никелида титана в зависимости от плотности энергии в низкоэнергетическом пучке электронов.

Электронно-пучковую обработку поверхности образцов из сплава $\text{Ti}_{49,5}\text{Ni}_{50,5}$ (далее - TiNi) проводили с использованием 5-кратного импульсного (длительность импульса $\tau=150$ мкс) воздействия

низкоэнергетическим сильноточным ($I=70$ А) электронным пучком (НСЭП) в режиме поверхностного плавления при плотностях энергии в электронном пучке: $E_1=15$ Дж/см², $E_2=20$ Дж/см² и $E_3=30$ Дж/см². Исследования структуры поверхностных слоев проводили методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что в образцах TiNi, облученных пучком при $E \leq 20$ Дж/см², слой, содержащий мартенситную фазу, находится не на поверхности, а на некоторой глубине от нее. В образце TiNi, облученном электронным пучком при $E_3=30$ Дж/см², вся приповерхностная область характеризуется двухфазным состоянием (B2+B19') с преимущественным содержанием фазы B19'. Обнаружено, что чем меньше плотность энергии, тем меньше количество мартенситной фазы. Высказано предположение, что сдерживающим фактором для реализации фазового мартенситного превращения B2→B19' в приповерхностной области образцов TiNi после их электронно-пучковой обработки при плотностях энергии $E \leq 20$ Дж/см² является наличие значительных по величине, неоднородных, изменяющихся по глубине от облученной поверхности, остаточных напряжений.

Исследования проведены в рамках проекта СО РАН № III.23.2.1 и при финансовой поддержке стипендиального фонда Президента Российской Федерации (СП-236.2012.4).

Литература:

1. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов: Монография / К.К. Кадыржанов, Ф.Ф. Комаров, А.Д. Погребняк, В.С. Русаков, Т.Э. Туркебаев. – М.: Изд-во МГУ, 2005. – 640 с.
2. Zou J.X., Zhang K.M., Hao S.Z., Dong C., Grosdidier T. Mechanisms of hardening, wear and corrosion improvement of 316 L stainless steel by low energy high current pulsed electron beam surface treatment // Thin Solid Films, 2010. – V. 519. – P. 1404–1415.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ДВУСТОРОННИЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НАНОКОМПОЗИТАХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ CoNiAl, NiFeGaCo

Панченко Е.Ю.¹, Чумляков Ю.И.¹, Тимофеева Е.Е.¹, Ефтифеева А.С.¹,
Ветошкина Н.Г.¹, Maier H.²

¹Сибирский физико-технический институт НИИ ТГУ, Томск, Россия,

²Institut für Werkstoffkunde, Leibniz Universität Hannover, Germany
panchenko@mail.tsu.ru

В настоящей работе на основе монокристаллов ферромагнитных сплавов CoNiAl, NiFeGaCo созданы высокопрочные наноккомпозиты за счет выделения наноразмерных дисперсных частиц (ϵ -Co с ГПУ структурой в кристаллах CoNiAl и частиц γ' -фазы с L1₂ структурой в кристаллах NiFeGaCo), не испытывающих в отличие от B2(L2₁)-матрицы

термоупругих мартенситных превращений (МП). Экспериментально показано, что старение под растягивающей/сжимающей нагрузкой 100÷150 МПа вдоль направлений [123] и [011] в монокристаллах CoNiAl, NiFeGaCo приводит уменьшению числа кристаллографических вариантов неравноосных дисперсных частиц, вытянутых вдоль [111]-направления.

Выявлены общие закономерности развития термоупругих мартенситных превращений под нагрузкой и проявления функциональных свойств – эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ), в зависимости от ориентации монокристаллов и микроструктуры нанокомпозитов – размера, объемной доли и числа кристаллографических вариантов дисперсных частиц. Разработаны микромеханические модели развития МП под нагрузкой с учетом влияния внутренних дальнодействующих полей напряжений, возникающих при ориентированном расположении дисперсных частиц, на зарождение и рост кристаллов мартенсита.

Независимо от типа МП (B2-L1₀ в монокристаллах CoNiAl, L2₁-14M-(L1₀) в кристаллах NiFeGaCo) и кристаллической структуры частиц размером 10÷30 нм (старение при 300-400°C, 0,5-4 ч) нанокомпозиты, полученные на основе состаренных в свободном состоянии и под нагрузкой монокристаллах, характеризуются высокими прочностными свойствами аустенитной и мартенситной фаз, развитием МП под нагрузкой без релаксации упругой энергии и генерации дислокаций на границе «частица-матрица» даже при высоких температурах испытания до +300°C и высоких уровнях критических напряжений образования мартенсита $\sigma_{cr} \approx 600 \div 1000$ МПа. Это приводит к наблюдению высокотемпературной сверхэластичности в широком интервале температур (-80÷ +300°C в [001]-кристаллах CoNiAl и от 0÷280°C в [001]-кристаллах NiFeGaCo) и ее высокой циклической стабильности. Увеличение изотермических циклов «нагрузка-разгрузка» от 1 до 1000 при проявлении СЭ с величиной обратимой деформации 3% не приводит к изменению критических напряжений образования мартенсита и величины механического гистерезиса $\Delta\sigma \leq 30 \div 50$ МПа, характеризующего рассеяние энергии при развитии МП под нагрузкой.

В состаренных под нагрузкой кристаллах ориентированный рост частиц способствует образованию внутренних дальнодействующих полей напряжений, которые появляются за счет суммирования локальных полей напряжений, возникающих из-за различия параметров кристаллических решеток частицы и матрицы. Если внутренние и внешние поля напряжений генерируют одни и те же варианты мартенсита под нагрузкой, то развитие обратимых МП в состаренных под нагрузкой кристаллах протекает с меньшей величиной рассеяния энергии, и, соответственно, меньшей величиной механического гистерезиса $\Delta\sigma$ по сравнению с кристаллами, состаренными в свободном состоянии.

Впервые в монокристаллах новых ферромагнитных сплавов CoNiAl, NiFeGaCo выяснены условия проявления двустороннего ЭПФ (ДЭПФ) за

счет старения под нагрузкой вдоль [123] и [011] направлений и/или циклических тренировок – развития обратимых МП под действием внешних напряжений $40\div 200$ МПа. Максимальная величина обратимой деформации при проявлении ДЭПФ составляет: $\varepsilon=+ 2.6(\pm 0.3) \%$ в состаренных при 300°C , 1 ч под растягивающей нагрузкой [123]-кристаллах CoNiAl и до $\varepsilon=-5.0(\pm 0.3) \%$ в состаренных под сжимающей нагрузкой вдоль [123] направления [001]-кристаллах NiFeGaCo.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ, 12-08-00573 и № 13-03-98024.

ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ СТАЛИ 16ХСН В УСЛОВИЯХ ПРЕДПРЕВРАЩЕНИЯ НА СВОЙСТВА НОРМАЛЕЙ ЛЕТАТЕЛЬНЫХ АППАРАТОВ

Пицык В.С., Муравьев В.И., Мартынюк А.М.

*Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, Россия
ktspp@knastu.ru*

При традиционной термической обработке стали 16ХСН наблюдается разброс значений механических свойств для различных плавок, особенно пластических характеристик, что нередко приводит к разрушению нормалей летательных аппаратов (болтов, шпилек, винтов и др.).

Задачей исследования являлось вывести возможность формирования требуемой нанодфектной структуры стали 16ХСН, обеспечивающей необходимые механические свойства режимами термической обработки (повторная закалка; повторная закалка с изотермической выдержкой; повторная закалка с последующим отпуском и закалкой). Так же в работе была исследована возможность накатки резьбы у нормалей из сталей 16ХСН после окончательной термической обработки.

Высадка нормалей производилась на станке 375С, а накатка резьбы – на станке ГВР-80. Механические испытания на одноосное растяжение проводились на испытательной машине марки Instron 3382K7046 (США) с использованием стандартных образцов по ГОСТ 1497-84. Результаты испытаний приведены на рисунке 1 и в таблице 1.

Из приведенной диаграммы видно, что при повторной закалке стали с выдержкой 15 секунд было получено максимальное значение предела прочности в 1458 МПа (образец 9), что превышает более чем на 65% значение предела прочности образца в состоянии поставки (образец 00), увеличение предела текучести составило более 14%. Максимальное значение предела текучести по сравнению с образцом в состоянии поставки было так же получено при повторной закалке, но при меньшем времени выдержки (образец 8) и составило 790 МПа (увеличение составляет более 45%). При изотермической закалке в щелочи при 400°C с увеличением времени выдержки изменение механических свойств происходит не линейно. Максимальные значения механических свойств

были получены при выдержке 1 мин. (образец 88) – предел прочности – 746 МПа; предел текучести – 453 МПа. Максимальные пластические свойства были достигнуты при выдержке в 5 мин. (образец 77) – относительное удлинение и сужение при разрыве составили 27,6 и 71,8 % соответственно. Увеличение механических свойств при использовании повторной закалки связано с условиями образования мелкозернистой структуры стали 16ХСН и особенностями фазовых превращений при нормированном температурно-временном воздействии, позволяющем одновременно увеличивать прочность и пластичность. Оценивая общую картину влияния различных методов термической обработки на механические свойства стали 16ХСН (рисунок 1) можно с уверенностью говорить о перспективности подобных исследований. Так же следует отметить, что наиболее интересными режимами термической обработки, исходя из полученных данных, являются режимы, по которым были обработаны образцы 1, 2, 4, 5.

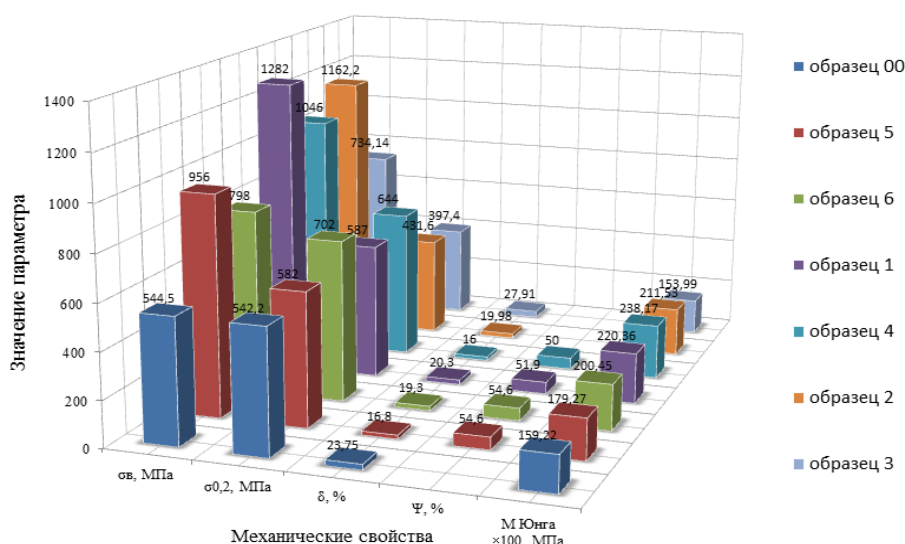


Рисунок 5 – Сравнительная оценка механических свойств образцов после традиционной закалки, повторной кратковременной закалки и отпуска и изотермической закалки

Таблица 2 – Изменение малоциклового усталости нормалей из стали 16ХСН в зависимости от наката резьбы до и после термообработки

Вид обработки нормалей	Разрушающее усилие P_p , $H \times 10^3$	Число циклов N до разрушения при повторно-статических нагружениях частотой 400 циклов в мин ($P_{max} = 0,65P_p$, $P_{min} = 0,2P_p$)	Место разрушения
Накатка резьбы, термообработка	51,6 ... 54 53	2000 ... 3800 2720	По резьбе
Термообработка, накатка резьбы	53 ... 55,3 54,6	5800 ... 9800 7820	

Из таблицы видно, что накатывание резьбы одновременно с формообразованием нормалей из среднелегированных сталей после окончательной упрочняющей термообработки и особенно после повторной закалки с выдержкой 15 сек позволяет в 2...5 раз увеличить выносливость по сравнению с накаткой резьбы до термической обработки.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ 12%-НЫХ ХРОМИСТЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНЫХ ОТЖИГОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Полехина Н.А.^{1,2}, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Астафурова Е.Г.¹,
Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³ОАО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия

Nadejda89tsk@yandex.ru

Жаропрочные 12%-ые хромистые ферритно-мартенситные стали являются перспективными конструкционными материалами для активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных реакторов нового поколения. В связи с экстремальными условиями эксплуатации необходимо детальное исследование термической стабильности их микроструктуры в интервале предполагаемых рабочих температур ($T = 600-700\text{ }^{\circ}\text{C}$).

В настоящей работе проведено электронно-микроскопическое исследование особенностей гетерофазной и дефектной субструктуры российских ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 (16X12B2ФТаР) и ЧС-139 (20X12НМВБФАР) после традиционного режима термообработки (ТТО: закалка от $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч. + отпуск при $T = 720\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 ч.) и последующих длительных (13500 ч.) отжигов при $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $620\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Сравнительное электронно-микроскопическое исследование сталей ЭК-181 и ЧС-139 после традиционной термической обработки показало, что их структурно-фазовые состояния после такой обработки качественно подобны. Размеры зерен и субзерен ферритно-мартенситной структуры сталей близки. Частицы неметаллических фаз представлены относительно грубодисперсными карбидами $M_{23}C_6$ и наноразмерными частицами кубического карбонитрида ванадия $V(CN)$. Различия в микроструктуре исследуемых сталей связано, главным образом, с их карбидной подсистемой. Благодаря более высокому содержанию углерода и карбидообразующих элементов (Mo, Nb, V, W), размеры, плотность и объемная доля грубодисперсных карбидов $M_{23}C_6$ в стали ЧС-139 превышают таковые в стали ЭК-181.

Характеристики гетерофазной структуры (плотности и размеры частиц $V(CN)$ и $M_{23}C_6$) обеих рассматриваемых сталей после отжига при $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ меняются, по сравнению с традиционной термической обработкой, незначительно. Процессы коагуляции наночастиц ($\leq 10\text{ нм}$) ГЦК карбонитрида ванадия $V(CN)$, несмотря на длительные времена отжига, выражены достаточно слабо. При этом изменение структурно-фазового состояния сталей ЭК-181 и ЧС-139 связано в основном с отпуском мартенсита и образованием зерен феррита.

Наиболее значимое различие между микроструктурами сталей после отжигов при $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $T = 620\text{ }^{\circ}\text{C}$ заключается в размерах и плотности

карбидов $M_{23}C_6$. После длительного отжига при $T = 620$ °С наблюдается увеличение их плотности, как минимум, в несколько раз. Следствием процессов коагуляции является также уменьшение плотности и увеличение размеров наночастиц карбонитридной фазы. Тем не менее, и в зернах феррита, и в ламелях отпущенного мартенсита сохраняется достаточно высокая ($\rho \approx (2-5) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$) плотность дислокаций, закрепленных наночастицами $V(CN)$ размерами до ≈ 25 нм.

Установлено, что существенное влияние на интенсивность развивающихся процессов отпуска мартенсита оказывают выделения стабильного карбонитрида $V(CN)$. Наноразмерные частицы этой фазы, выделившиеся при традиционной термической обработке, обладают при $T = 450$ и 620 °С высокой термической стабильностью. Закрепляя элементы дефектной субструктуры, эти частицы обеспечивают сохранение после длительных отжигов при указанных температурах ферритно-мартенситной структуры с высокой плотностью дефектов и относительно высокими значениями кратковременной прочности.

Исследование выполнено при поддержке гранта РФФИ № 12-03-00488-а.

СТРУКТУРНАЯ ПЕРЕСТРОЙКА РАССЛОЕНИЕ-УПОРЯДОЧЕНИЕ И ЭЛЕКТРОННАЯ ТЕПЛОЕМКОСТЬ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Пономарёв А.Н.¹, Егорушкин В.Е.¹, Мельникова Н.В.², Бобенко Н.Г.¹

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

²Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Россия

alex@ispms.tsc.ru

Низкотемпературное поведение теплоемкости $C(T)$ неупорядоченных углеродных нанотрубок сильно зависит от их структуры. Природа низкотемпературных особенностей $C(T)$ не может быть объяснена фононным вкладом. В работе рассчитан электронный вклад в теплоемкость с учетом многократного упругого рассеяния электронов на примесях и структурных неоднородностях типа ближнего порядка. В результате получено следующее выражение для теплоемкости

$$C = \frac{2\pi^2 k^2 T}{3} \left(\nu_0 + \frac{8\hbar}{d(a\gamma_0)^2 \tau_0} \sqrt{1 + \frac{\beta^2}{\tau_0^2} (1 + BT^{1/2})^2} (1 + 1.5BT^{1/2}) \right), \quad (1)$$

где $\nu_0 = \frac{p_0}{\pi^2 \sqrt{3} a \gamma_0 \hbar} \sqrt{p_0^2 - \left(\frac{2\hbar}{3d}\right)^2}$ – плотность электронных состояний (ПЭС) на уровне Ферми в бездефектной трубке [1], $\beta = \sqrt{3}\pi\hbar$, $a = 0.246$ нм – постоянная решетки и d – диаметр нанотрубки, $\gamma_0 = 2.9$ эВ, τ_0 – время релаксации электронов, рассеивавшихся только на примесях, и, наконец, $B = 0.35\alpha(T)$, где α – параметр ближнего порядка который описывает тип локальной структурной неоднородности.

Из уравнения (1) видно, что электронная теплоемкость является монотонной функцией от температуры, и не имеет каких либо особенностей, если все величины, входящие в (1), не зависят от температуры. Но, на самом деле, параметр ближнего порядка может зависеть от температуры [18].

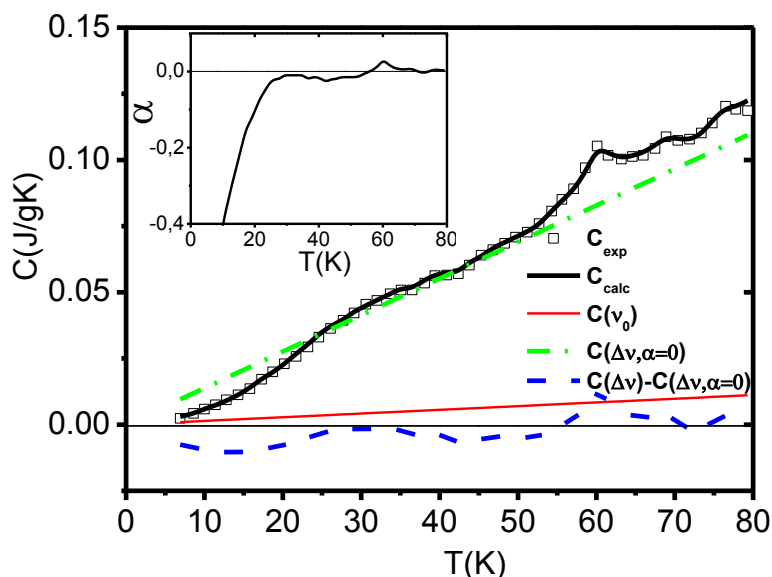


Рис.1. Теплоемкость УНТ: эксперимент [6] – C_{exp} , расчет – C_{calc} , вклад от бездефектной трубки – $C(v_0)$, «примесный» вклад – $C(\alpha=0)$, вклад от ближнего порядка $C(\Delta\nu) - C(\alpha=0)$, на вставке – $\alpha(T)$.

На рис.1 приведены экспериментальные [3] (квадраты) и рассчитанные нами (жирная сплошная линия) с подобранной зависимостью (на вставке), обуславливающей совпадение пиков рассчитанной и измеренной теплоемкости. Сплошная тонкая линия на рис.1 – линейный вклад ПЭС (v_0) бездефектной трубки, на порядок меньше экспериментальной $C(T)$. Вклад в теплоемкость от электронов, рассеянных на точечных дефектах (примесях и вакансиях) – штрихпунктирная линия, определяющий линейный по температуре рост $C(T)$ и количественное согласие с экспериментом величины теплоемкости, за счет соответствующего числа электронных состояний $\Delta\nu(T)$ при $\alpha = 0$. Особенности, $C(T)$ как и особенности $\Delta\nu(T)$ при $\alpha \neq 0$, повторяют особенности $\alpha(T)$ (вставка на рис.1).

Величина вклада в электронную теплоемкость от электронов, участвующих в ближнеупорядоченной перестройке «расслоение-упорядочение» (штриховая линия) мала и $\Delta C(\alpha = 0)$ является основным, что свидетельствует об электронной природе низкотемпературной теплоемкости УНТ. Этот вклад определяет отклонение от линейной зависимости $C(T)$: при $\alpha > 0$ увеличивает, при $\alpha < 0$ уменьшает теплоемкость при локальном

расслоении и упорядочении, соответственно. Резко выраженный пик $C(T)$ образуется при резкой активации расслоения с последующим переходом в локально-упорядоченную структуру со сменой знака параметра ближнего порядка с плюса на минус. При таком процессе плотность энергии образования (упорядочения), проходя через ноль, также меняет знак.

Таким образом, низкотемпературные аномалии теплоемкости УНТ не связаны с изменением размерности атомных колебаний, а определяются электронами, рассеивающимися на точечных дефектах и участвующими в образовании нового ближнего порядка при понижении температуры.

Литература:

1. J Hone, Phys.Rev. B 60 3264, 1999.
2. В.И. Иверонова, А.А. Кацнельсон. Ближний порядок в твердых растворах, «Наука», С. 256. 1977.
3. Bobenko N.G., Egorushkin V.E., Melnikova N.V., Ponomarev A.N. Physica E 60. 11-16, 2014.
4. Egorushkin V.E., Melnikova N.V., Ponomarev A.N., Bobenko N.G. Nanosystems 4(5) 622-629, 2013.
5. Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е., Мельникова Н.В., Пономарев А.Н. Известия ВУЗов. Физика. 55 (11) 24-34, 2012.
6. G.A. Jorge, V. Bekeris, M.M. Escobar. Carbon 48 525–530, 2010.

СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ КАТОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ»

Прибытков Г.А., Коржова В.В., Фирсина И.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
gapribytk@mail.ru*

Двух- и многокомпонентные сплавы «алюминий – переходные металлы» в настоящее время являются наиболее часто используемыми катодными материалами для нанесения износостойких покрытий на металлорежущий инструмент PVD методами. Наибольшую стойкость имеет инструмент с нитридными покрытиями AlTiN, AlTiSiN, AlCrN, AlCrSiN. Для нанесения покрытий указанных выше составов применяют вакуумно-дуговое испарение или магнетронное распыление двух и трехкомпонентных катодов из смесей порошков алюминия, титана, хрома и кремния. Спекание прессовок из порошковых смесей алюминия с подавляющим большинством переходных металлов невозможно из-за сильного объемного роста в результате образования двойных интерметаллидов при взаимодействии расплава алюминия с более тугоплавкими порошковыми компонентами. Более перспективной технологией, обеспечивающей минимальную пористость порошкового композита, представляется термосиловая обработка порошковых смесей при температурах ниже температуры плавления алюминия, который является основным компонентом в порошковых смесях. Режим

термосиловой обработки должен обеспечивать прочность и пластичность катодных заготовок на уровне достаточном для их механической обработки и безаварийной работы катодов. Известно, что прочность материалов, полученных термосиловой обработкой порошков и порошковых смесей, зависит от величины деформации. При горячей деформации, в особенности с большой тангенциальной составляющей, происходит взаимное смещение смежных частиц с разрушением окисных пленок на поверхности соприкасающихся порошинок и их «сваривание» в условиях термомеханической активации.

Мы провели исследования влияния температуры предварительного нагрева и величины горячей деформации на структуру, фазовый состав, прочность, пластичность и характер разрушения горячепрессованных порошковых композитов следующих составов (ат%): Al67Ti33, Al50Ti50 и Al30Ti60Si10, Al70Cr30, Al65Cr25Si10. Установлено, что материалы, спрессованные при температурах, не превышающих 550 °С, имеют структура композитов матричного типа на основе алюминия с включениями частиц титана, хрома и кремния, равномерно распределенных в алюминиевой матрице. Рентгеноструктурный анализ не выявил образования промежуточных соединений, то-есть исходный фазовый состав материала сохраняется.

Прочность и пластичность композитов всех исследованных составов монотонно увеличиваются с увеличением температуры и величины горячей деформации. Такие зависимости вполне понятны и подтверждают известные представления о формировании прочных межчастичных контактов в условиях термосиловой обработки смесей разнородных порошков.

Фрактографические исследования на изломах образцов после испытаний на изгиб показали, что прочность и пластичность композитов определяется, в основном, алюминиевой матрицей и зависит от ее физико-механических свойств и объемной доли. В композициях Al-Cr-Si проявляется эффект упрочнения алюминиевой матрицы за счет образования твердого раствора алюминий – кремний, что подтверждается изменением параметра решетки алюминия. Судя по виду изломов, разрушение происходит в основном по межфазным границам «алюминий-тугоплавкие включения». Это свидетельствует об отсутствии прочной связи алюминиевой матрицы с включениями после термосиловой обработки при использованных нами режимах.

На основе результатов исследований отработаны режимы термосиловой обработки порошковых смесей указанных выше составов, которые обеспечивают минимальную пористость и необходимые физико-механические свойства катодных материалов.

**СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ
Al-Ti, Al-Ti-Si**

Прибытков Г.А., Фирсина И.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
gapribyt@mail.ru*

Сплавы на основе моноалюминидов титана являются перспективными материалами аэрокосмической техники. Другое применение материалов Al-Ti, Al-Ti-Si - катоды для вакуумно-дугового и магнетронного нанесения износостойких покрытий на режущий инструмент. Катодные материалы вышеуказанных систем получают в основном с применением порошковых технологий: СВС [1], спекание [2], горячее прессование смесей из элементарных порошков [3]. Так как алюминий активно взаимодействует с большинством переходных металлов, включая титан, с образованием твердых и хрупких интерметаллидов, то температуру и время горячего прессования необходимо строго контролировать, чтобы сохранить исходный фазовый состав механической смеси. При этом режим термосиловой обработки должен обеспечивать прочность и пластичность катодных заготовок на уровне достаточном для их механической обработки и безаварийной работы катодов. Известно, что прочность материалов, полученных термосиловой обработкой порошков и порошковых смесей, решающим образом зависит от величины деформации. При горячей деформации происходит взаимное смещение смежных частиц с разрушением окисных пленок на поверхности соприкасающихся порошинок и их «сваривание» в условиях термомеханической активации.

В докладе представлены результаты исследования порошковых композитов, полученных горячим уплотнением холоднопрессованных заготовок из механических смесей порошков алюминия, титана и кремния. Исследовали влияние температуры и величины горячей деформации на остаточную пористость, прочность, пластичность и характер разрушения порошковых композитов трех составов (ат.%): Al67Ti33, Al50Ti50 и Al30Ti60Si10.

Установлено, что при горячей деформации в интервале 350-550 °С формируется структура матричного композита на основе алюминия с включениями частиц титана и кремния, равномерно распределенных в алюминиевой матрице. Согласно результатам рентгеноструктурного анализа исходный фазовый состав материала сохраняется, то-есть взаимодействия порошковых компонентов с образованием промежуточных соединений не происходит. Пористость холоднопрессованных заготовок уменьшается с увеличением температуры нагрева заготовок перед уплотнением, что объясняется повышением пластичности и текучести алюминиевой матрицы, заполняющей промежутки между более твердыми частицами титана и кремния. При этом увеличение степени деформации

при всех температурах приводит к некоторому увеличению пористости. Это является следствием появления несплошностей в виде пор и трещин при больших сдвиговых деформациях.

Прочность и пластичность композитов всех исследованных составов монотонно увеличиваются с увеличением температуры и величины горячей деформации. При этом максимальная достигаемая прочность практически одинакова для составов Al67Ti33 и Al30Ti60Si10 и примерно на 50 МПа выше для композита Al50Ti50. Влияние элементного состава композитов на их пластичность значительно сильнее, чем влияние на прочность. Максимальные значения пластичности равны 0,9%; 1,7% и 3,2% для композитов Al30Ti60Si10, Al50Ti50 и Al67Ti33, соответственно. На деформационной зависимости прочности и пластичности композитов с минимальным содержанием алюминиевой связки, уплотненных при низкой температуре (350 °C), наблюдается максимум. Появление максимума, по нашему мнению, вызвано действием двух конкурирующих факторов. Один из них - сращивание смежных частиц алюминия, которое усиливается с увеличением степени деформации. Другой фактор – увеличение пористости с увеличением степени деформации. При повышении температуры горячего уплотнения до 450 и 550 °C прочность связи смежных частиц алюминия увеличивается настолько, что с избытком компенсирует понижающее действие пористости на прочность и пластичность. Поэтому прочность и пластичность монотонно растут с увеличением степени деформации.

На основе результатов исследований отработаны режимы термосиловой обработки порошковых смесей указанных выше составов, которые обеспечивают минимальную пористость и необходимые физико-механические свойства катодных материалов. Из полученных горячепрессованных заготовок изготовлены катоды для вакуумно-дугового и магнетронного синтеза износостойких покрытий. Опытные партии катодов используются для исследовательских целей (Томский госуниверситет, Харьковский физико-технический институт, Технологический университет «СТАНКИН») и для нанесения покрытий на режущий инструмент, выпускаемый предприятием ООО «СКИФ-М» (г. Белгород).

Литература:

1. Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Пацера Е.И., Погожев Ю.С., Рупасов С.И., Рогачев А.С. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез перспективных керамических материалов для технологий осаждения функциональных наноструктурных покрытий // Известия вузов. Цветная металлургия. 2-10. №5. С.27-53.
2. Pribytkov G.A., Andreeva, Korjova V.V. Bulk changes and structure formation in solid phase sintering of Ti – TiAl₃ powder mixtures. *Powder metallurgy and metal ceramics*, Vol. 47, Nos. 11-12, 2008, pp 687-692.
3. Прибытков Г.А., Фирсина И.А., Коржова В.В. Композиты Al-Ti, Al-Ti-Si, полученные горячим уплотнением порошковых смесей // Технология металлов. 2013. №9. С. 42-49.

**ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ
НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПТ-3В
В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ.**

Раточка И.В., Лыкова О.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

ivr@ispms.tsc.ru

Известно, что формирование с помощью методов интенсивной пластической деформации в металлических материалах ультрамелкозернистой (субмикро- и нанокристаллической) структуры приводит к существенному изменению их физических и механических свойств. Результаты многочисленных исследований показывают, что необычные свойства таких материалов обусловлены малым размером зерна, высокой плотностью деформационных дефектов, наличием упругих искажений решетки и связанных с ними дальнотянущих полей напряжений и т.п. Однако многие аспекты поведения указанных материалов остаются невыясненными. Например, известно, что уже при дорекристаллизационных отжигах ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов наблюдается релаксация внутренних напряжений, возврат деформационных дефектов и падение механических свойств. Однако есть ряд работ, в которых отмечается, что в определенных случаях для УМЗ металлов и сплавов можно подобрать такие режимы термообработки, которые приводят к дальнейшему росту их механических свойств даже по сравнению с соответствующими после интенсивной пластической деформации. В тоже время физическая сущность процессов, протекающих при таких отжигах и определяющих свойства этих материалов, не до конца раскрыта. Последнее существенно усложняет разработку и оптимизацию режимов термомеханической обработки металлов и сплавов в субмикро- и нанокристаллическом состоянии. В связи с этим целью настоящей работы является исследование закономерностей эволюции субмикрокристаллической (СМК) структуры и фазового состава титанового сплава ПТ-3В при различных термических воздействиях.

В связи с изложенным выше, в настоящей работе проведено исследование влияния различных низкотемпературных отжигов на структурно-фазовое состояние и механические свойства титанового сплава ПТ-3В, предварительно подвергнутого интенсивной пластической деформации методом всестороннего прессования. Показано, что указанные отжики приводят к немонотонной зависимости механических свойств сплава от времени отжига. Показано, что при отжигах сплава ПТ-3В в субмикрокристаллическом состоянии в нем одновременно протекают как процессы, способствующие упрочнению сплава (образование в результате фазовых превращений мелкодисперсных частиц и формирование новых зерен в нанометровом диапазоне), так и процессы, приводящие к его разупрочнению (развитие процессов возврата и рост зерен до микронных размеров). Превалирование тех или иных процессов при отжигах определяет рост или падение механических свойств сплава.

**ЭВОЛЮЦИЯ ЗЕРЕННО-СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ
ПОСЛЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА**

Рахматулина Т.В., Кузнецов П.В., Миронов Ю.П., Беляева И.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
rakhmatulina.tanya@gmail.com

В рамках концепции физической мезомеханики деформируемое твердое тело рассматривается как многоуровневая система, состоящая из кристаллической и планарной подсистем, включающей поверхностные слои и внутренние границы раздела [1]. В субмикрокристаллических (СМК) материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД), внутренние границы раздела обеспечивают новые свойства, значительно отличающиеся от свойств их крупнокристаллических аналогов. В процессе отжига происходит перераспределение избыточной энергии между кристаллической и планарной подсистемами, определяющее механические свойства материалов.

В настоящей работе проведены исследования влияния низкотемпературного отжига на механические свойства и количественные характеристики зеренно-субзеренной структуры (ЗСС) СМК меди.

СМК медь была получена методом равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту В_c с последующей прокаткой. Отжиг проводили в атмосфере аргона при температурах $T \sim 20 - 400^\circ\text{C}$ в течение 15 минут. Рекристаллизационный отжиг меди проводили при температурах $T \sim 670^\circ\text{C}$ в течение часа. Характеристики ЗСС СМК материалов после отжига образцов исследовали с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) [2]. Рентгеноструктурный анализ (РСА) образцов СМК меди проводили на дифрактометрах ДРОН-4 и ДРОН-7.

Установлено, что пластичность образцов в результате отжигов изменяется незначительно и полная деформация до разрушения составляет $\sim 0.025-0.03$. Микротвердость образцов СМК меди с ростом температуры отжига монотонно убывает.

Анализ СТМ изображений размером $1,752 \times 1,752$ нм выявил, что элементы ЗСС СМК меди в исходном состоянии составляют ~ 200 нм. С ростом температуры отжига наблюдается уменьшение размеров ЗСС до $\sim 120-160$ нм. На более низком масштабном уровне (438×438 нм) наблюдали рост элементов ЗСС с увеличением температуры отжига. Таким образом, на стадии возврата наблюдается два процесса, что позволяет идентифицировать два структурных уровня: уровень зерен и субзерен. Измельчение размеров ЗСС на уровне зеренной структуры связано с тем, что формирование высокоугловых границ в структуре СМК материала в процессе небольшого числа циклов ИПД оказывается незавершенным, присутствует высокая доля субграниц из дислокационных стенок и ячеек. В процессе отжига под действием высоких накопленных напряжений

начинается перераспределения дислокационных стенок, которое приводит к завершению формирования высокоугловых границ и измельчению зеренной структуры. Рост элементов ЗСС на уровне субзеренной структуры может быть связан с коалесценцией субзерен.

С помощью РСА было показано, что пики от семейства плоскостей $\{111\}$ имеют низкую интенсивность, по сравнению с пиками от других плоскостей. Такой вид распределения интенсивности рассеяния рентгеновских лучей характерен для образцов с сильной текстурой.

Границы ЗСС СМК меди в исходном состоянии являются неравновесными: их средняя относительная энергия выше, чем энергия крупнозернистой поликристаллической меди М1. Установлено резкое снижение степени неравновесности границ ЗСС в интервале температур $T \sim 23 - 180^\circ\text{C}$. На примере границ двойников отжига было показано, что энергия когерентных границ специального типа значительно ниже энергии равновесных границ меди.

Литература:

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Нелинейные волновые процессы в деформируемом твердом теле как многоуровневой иерархически организованной системе // УФН. – 2012. - Т.182. - №12. - С.1351-1357.

2. Кузнецов П. В., Петракова И. В., Рахматулина Т. В., Батурин А. А., Корзников А. В. Применение сканирующей туннельной микроскопии для характеристики зеренно-субзеренной структуры СМК никеля после низкотемпературного отжига// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. - 2012 - Т. 78 - №. 4. - С.26-34.

TRANSPORT AND MAGNETO-OPTICAL PROPERTIES OF BILAYER GRAPHENE IN EXTERNAL FIELDS WITHIN TWO- AND FOUR-BAND QFT APPROXIMATION

Gusynin V.P.¹, Reshetnyak A.A.², Sharapov S.G.¹

¹*Bogolyubov Institute for Theoretical Physics, Kiev, Ukraine,*

²*Institute of Strength Physics and Material Sciences SB RAS, Tomsk, Russia*

vgusynin@bitp.kiev.ua, sharapov@bitp.kiev.ua, reshet@ispms.tsc.ru

Graphene bilayer since its discovery (K.S. Novoselov, E. McCann, S.V. Morozov, V.I. Falko, K.I. Katsnelson, U. Zeitler, D. Jiang, F. Schedin, and A.K. Geim, Nat.Phys. **2**, 177 (2006)) presents a unique representative of two-dimensional system in the condensed matter physics possessing outstanding mechanical and transport properties. The problem of constructing a quantum field theoretical model describing an energy spectrum and optical- and magneto-optical conductivities of graphene bilayer in external electromagnetic fields for non-zero temperature and densities of charged carriers is not yet completely solved.

We present the results of a theoretical study of an influence of different kinds of the ground state energy gaps at the Dirac K and K' points in the quasiparticle spectrum on longitudinal and transverse (Hall) optical

conductivities of graphene bilayer on the base of quantum field theory tools in (2+1)-dimensional space-time. The exact analytical expressions for optical conductivities in electric (determining the gap of the order 5-20 meV) and magnetic fields (3-10 Tesla) are derived with the use of low-energy two- and four-band microscopic Hamiltonians [suggested firstly in the papers E. McCann and V.I. Fal'ko, Phys. Rev. Lett., 96, 086805, (2006) E. McCann, D.S.L. Abergel, and V.I. Fal'ko, Solid State Commun. 143, 110 (2007)]. A gauge-invariant with respect to U(1) local group Dirac-type Hamiltonian is linear with respect to covariant derivatives which include magnetic field potential perpendicular to bilayer sheets. To obtain the conductivities an exact Green's function for the Schrödinger equation is derived as a matrix sum with respect to the Landau levels. The tensor current-current correlation function is explicitly constructed on the base of this Green's function known as polarization operator in QED, but in (2+1)-dimensional space-time. The resulting conductivities are derived using the Kubo formula and take into account the dependence on temperature and chemical potential. They, first, in an analytical form provide the basic optical transitions between the Landau levels with the selection rule, $\Delta n=1$, while neglecting trigonal warping of the carriers spectrum. Second, they generalize calculations of the conductivities for graphene bilayer obtained recently by L. Falkovsky (L.A. Falkovsky, Magneto-optics of monolayer and bilayer graphene, arXiv:1303.5214). Third, they permit one to extend the results of the conductivities calculations within two-band approximation (E V. Gorbar, V.P. Gusynin, A.B. Kuzmenko, and S.G. Sharapov, Phys. Rev. B **86**, 075414 (2012)). The limiting cases for the direct current conductivities are analyzed and the relations among the Hall conductivities and Faraday and Kerr angles, when the radiation transmits through the bilayer samples in the electric and magnetic fields, are derived in the form being consistent with experimental data.

The obtained results on optical conductivities provide the base for the subsequent research of the properties of graphene bilayer on different kinds of substrates. Also, they permit to extend the results to n-layer graphene with impurities and structural inhomogenities and obtain analogous results for such perspective two-dimensional material as silicene.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ В ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЯХ

Романов Д.А., Олесюк О.В., Будовских Е.А., Громов Е.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
romanov_da@physics.sibsui.ru

Электронно-микроскопические исследования покрытий систем Mo-Cu, W-Cu, TiB₂-Cu, обработанных высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, выявили в анализируемом слое материала, независимо от фазового состава покрытия и режима облучения электронным пучком, большое

разнообразие субструктур: ячеистую, полосовую, фрагментированную, субзеренную, а также зерна с хаотически распределенными дислокациями и дислокациями, формирующими сетки. Хаотически распределенные дислокации и дислокации, формирующие сетки выявляются также и во всех указанных выше субструктурах. Количественной характеристикой сетчатой субструктуры и субструктуры дислокационного хаоса является скалярная плотность дислокаций. Выполненные исследования показали, что скалярная плотность хаотически распределенных дислокаций $(2,6...3,3) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, сетчатой субструктуры – $(4,6...5,2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и в пределах ошибки измерения ($\sim 20\%$ от измеряемой величины) не зависит от вида напыляемого покрытия и режима его облучения электронным пучком.

Ячеистая, полосовая, фрагментированная, субзеренная структуры являются разориентированными. Анализируя микроэлектронограммы, полученные с зерен, содержащих ячеистую субструктуру, были обнаружены азимутальные тяжи на рефлексах, свидетельствующие о непрерывной разориентации ячеек. Максимальная азимутальная составляющая полного угла разориентации ячеистой структуры $\sim 2,7$ град.

Разориентация полосовой, фрагментированной и субзеренной структуры является дискретной – на микроэлектронограммах, полученных с данных структур, наблюдается расщепление рефлекса на несколько отдельно отстоящих рефлексов. Величина дискретной разориентации данных субструктур изменяется в пределах от $3,7$ град. до $4,7$ град. Следует отметить, что увеличение длительности импульса воздействия пучка (со 100 мкс до 200 мкс) и количества импульсов (с 10 до 20 имп.), имеющее место при облучении покрытия состава Cu-TiB_2 , способствовало, во-первых, формированию дислокационной субструктуры с более совершенными границами и, во-вторых, протеканию начальной стадии рекристаллизации.

Выполнен анализ относительного содержания выявленных в покрытиях дислокационных субструктур. Для этого определяли относительную площадь поверхности микрофотографии, занимаемой той или иной субструктурой. Анализируя результаты, можно отметить, что относительное содержание дислокационных субструктур зависит и от элементного состава покрытия, и от режима электронно-пучковой обработки, однако, преимущественным типом дислокационной субструктуры во всех покрытиях (исключая покрытие системы W-C-Cu) является полосовая субструктура. Отчетливо видно, что основным типом структуры покрытий систем Cu-Mo и Cu-W являются зерна с хаотически распределенными дислокациями и сетчатой субструктурой; в покрытии системы Cu-TiB_2 – полосовая субструктура.

Следовательно, с точки зрения дислокационной субструктуры более прочным будет являться покрытие состава Cu-TiB_2 , содержащее относительно большее количество разориентированной дислокационной субструктуры.

Как правило, высокоскоростной способ термической обработки, реализующийся при облучении материала импульсным электронным пучком, сопровождается формированием внутренних полей напряжений. При исследовании структуры материала методом тонких фольг поля напряжений выявляются по наличию на изображениях изгибных экстинкционных контуров. Источниками полей напряжений в исследуемых покрытиях являются границы раздела: внутрифазные (границы раздела зерен, субзерен, полосовой субструктуры) и межфазные (границы раздела частица/матрица). Выполненные исследования показали, что контуры, формирующиеся у межфазных границ, являются существенно более тонкими. Это указывает на более высокий уровень внутренних полей напряжений, формирующихся у данных границ.

Таким образом, в электроэрозионностойких покрытиях всех систем выявлены дислокационные субструктуры различных типов – ячеистая, полосовая, фрагментированная, хаотическая и сетчатая. Основным типом является полосовая субструктура. Увеличение длительности импульса воздействия электронного пучка от 100 до 200 мкс и увеличение количества импульсов с 10 до 20 имп. способствует формированию дислокационной субструктуры с более совершенными границами субзерен, что способствует повышению износо- и электроэрозионной стойкости.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м и госзадания Минобрнауки № 270ГЗ

ТЕХНОЛОГИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ОСАЖДЕНИЕМ ИЗ РАСПЛАВА ЛЕГКОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

Русинов П.О., Бледнова Ж.М.

*Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия
blednova@mail.ru, ruspiter5@mail.ru*

Целью настоящего исследования является разработка технологии формирования поверхностных слоев из материалов с ЭПФ на внутренних поверхностях изделий.

Формирование поверхностных слоев производилось методом селективного осаждения TiNi из расплава легкоплавких металлов в условиях градиента температур, являющимся одним из разновидностей метода химического осаждения. Процесс формирования покрытий осуществлялся в специально разработанном технологическом комплексе (патент №2430191), по технологии, описанной в патенте № 2354750 (рис. 1).

Преимуществом этого способа формирования покрытий является возможность получения покрытий контролируемой толщины с низким уровнем дефектов и внутренних напряжений, отсутствием микропор.

Способ позволяет наносить равномерные по толщине покрытия на сложной поверхности, в т.ч. на внутренние поверхности трубок и отверстий. Важной особенностью технологии является возможность получения слоистого композиционного материала конструкционного назначения.

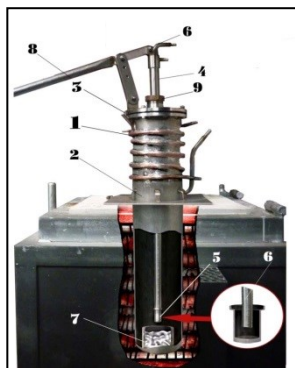


Рис. 1. Технологический комплекс для формирования на поверхности полых деталей наноструктурированных покрытий: 1- труба для подачи охлаждающего агента; 2 - цилиндрический корпус; 3 - герметичная крышка; 4 - трубка для фиксации изделия; 5 – обрабатываемое изделие; 6 - трубка для подачи охлаждающего агента; 7 - ванна с жидкометаллическим носителем; 8 – рычаг; 9 – зажимная гайка

Оптимальное протекание процесса осаждения происходит при температурах 500-1100°C. Нагревание обрабатываемой детали до указанных температур обеспечивает локализацию процесса у поверхности детали, хорошую очистку от окисных пленок при высокой смачиваемости поверхности, что, в свою очередь, обеспечивает хорошую адгезию. Формирование покрытия происходит путем последовательного наслоения осаждаемого материала. При высоких температурах активизируется процесс твердофазной диффузии элементов между покрытием и подложкой. Опыт показывает, что процесс переноса массы в жидкометаллических теплоносителях (Pb, эвтектики Pb-Bi) становится заметным при температуре около 500-600°C при градиенте температур в системе порядка нескольких десятков градусов. Процесс осаждения значительно усиливается в случае перепада температур более 150-200°C, а при температуре более 700°C интенсивность этого процесса находится в линейной зависимости от температуры и скорости. В расплаве свинца интенсивный перенос масс наблюдается при перепадах температур порядка 150-300°C.

Выводы: Использование технологии формирования поверхностных слоев материалами с ЭПФ с созданием слоистых композитов конструкционного назначения позволит расширить область их применения в машиностроении. Показана возможность формирования наноразмерной композиции в пределах поверхностно-модифицированного слоя.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ № МК-5017.2014.8 и по проекту № 2416 и в рамках государственного задания Минобрнауки РФ.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОЗРАЧНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ SI-AL-N НА КВАРЦЕВЫХ СТЕКЛАХ

Рыбалко Е.В.¹, Сергеев В.П.^{1,2}, Калашников М.П.^{1,2},
Христенко Ю.Ф.³, Божко И.А.^{1,2}, Воронов А.В.

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики Томского государственного университета, Россия
evgeniaribka@yandex.com, vsERG@mail.tomsknet.ru, kmp1980@mail.ru,
hrs@niipmm.tsu.ru, bozhko_irina@mail.ru, avor@sibmail.com

В космическом пространстве удары о поверхность космических аппаратов (КА) мелких высокоскоростных частиц вызывают образование на поверхности оптических элементов КА кратеров и царапин, а при большом количестве ударов – заметную эрозию поверхности. Удар высокоскоростной микрочастицы вызывает механические и плазменные процессы, при которых на поверхности образуется кратер, распространяется ударная волна, нарушающая связи в слоистой структуре оптических элементов [1]. Одним из эффективных способов решения этой проблемы является нанесение износостойких сверхтвердых покрытий с высоким коэффициентом упругого восстановления и низким термическим коэффициентом линейного расширения, прозрачных в видимой области спектра, в частности, нанокompозитных керамических покрытий на основе нитридов и оксидов кремния-алюминия (Si-Al-O-N).

Исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий на основе Si-Al-N на кварцевых стеклах является целью данной работы. В качестве образцов для исследования использовали кварцевые стекла марки KB с покрытием на основе Si-Al-N толщиной ~10 мкм и без покрытия. Осаждение покрытий проводили на вакуумной установке типа «КВАНТ» [2].

Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения установлено, что покрытия Si-Al-N имеют многофазную структуру и имеют в своем составе AlN и α -Si₃N₄ с ГПУ-решеткой. По темнопольным изображениям, полученных методом ПЭМ, определен средний размер зерен покрытия $\langle d \rangle$, он находится в пределах 5...12 нм. Методом МРСА показано, что соотношение атомной концентрации Al:Si в покрытии $\approx 4:1$.

Для кварцевого стекла с покрытием на основе Si-Al-N и без него была измерена микротвердость посредством нанотвердомера NanoHardnessTester при нагрузке на индентор 20 мН и рассчитаны значения приведенного модуля упругости E^* и коэффициента упругого восстановления k_y . Эти данные составили: $H_m = 9,26 \pm 0,58$ ГПа, $E^* = 75,1$ ГПа, $k_y = 0,48$ – для стекол без покрытия и $H_m = 23,2 \pm 1,9$ ГПа, $E^* = 208,3$ ГПа, $k_y = 0,55$ – для стекол с покрытием. Для определения поверхностной плотности образующихся

кратеров, экспериментальные образцы подвергали бомбардировке высокоскоростными частицами на легкогазовой пушке МПХ23/8 в научно-исследовательском институте прикладной математики и механики Томского государственного университета. В качестве частиц для обстрела экспериментальных образцов были выбраны микрочастицы порошка железа с формой близкой к сферической. Скорости движения микрочастиц были в пределах 3-5 км/с. На изображениях поверхности стеклянных образцов, полученных методом РЭМ для двух серий образцов, посчитаны возникающие после обстрела кратеры и рассчитана их поверхностная плотность распределения. Установлено, что на стеклах с покрытием поверхностная плотность образующихся кратеров ρ при одних и тех же условиях испытания существенно ниже, чем на стеклах без покрытия.

В результате проведенных исследований показано, что нанесение на кварцевое стекло твердых прозрачных покрытий на основе Si-Al-N приводит:

- к уменьшению поверхностной плотности (ρ) образующихся кратеров в 2,7 раз;
- к увеличению микротвердости в 3,4 раза;
- к увеличению приведенного модуля упругости в 3,5 раза.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО НАНОСЕЛЕНА, СТАБИЛИЗИРОВАННОГО С ПОМОЩЬЮ ПАВ

Савинцев Ю.П.¹, Савинцева С.А.², Иванов К.В.³, Машковцев Р.И.¹,
Найден Е.П.⁴, Горяйнов С.В.¹, Шевченко В.С.¹, Уракаев Ф.Х.¹

¹Институт геологии и минералогии СО РАН, Новосибирск, Россия,

²Институт неорганической химии СО РАН, Новосибирск, Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

⁴Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
savincev1940@mail.ru

Селен в нанодисперсном состоянии представляет в наше время большой интерес в связи с многочисленными приложениями. Аморфная красная модификация селена может быть использована в ряде областей медицины. Важным преимуществом перед другими селенсодержащими веществами является пониженная токсичность элемента в нанодисперсном состоянии. Аморфный селен, как и кристаллический, проявляет полупроводниковые свойства, причем ширина запрещенной зоны значительно понижается при использовании наноструктур по сравнению с компактным материалом. Нами изучались полимерные композиты, содержащие нанодисперсный селен, получавшиеся при сливании и ультразвуковой обработке растворов поливинилового спирта, поверхностно-активного вещества ряда оксиэтилированных алкилфенолов, селенита и гидразин-гидрата. В результате ред-окс процесса образуется нанодисперсный селен. При высушивании на гидрофобных подложках

получались пленки, представлявшие диэлектрическую матрицу с включениями полупроводникового вещества. Для исследования свойств наноселена применялись оптические методы - спектроскопия растворов и пленок композита в видимой и УФ-области, КР-спектроскопия, оптическая и электронная сканирующая микроскопия. На основе полученных данных рассчитаны величины полупроводниковых характеристик наноселена. Сделано заключение о закономерностях, описывающих зависимость полупроводниковых свойств от параметров стабилизаторов наночастиц.

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА УПРУГИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

savnick@ispms.tsc.ru

В последнее время наблюдается повышенный интерес к исследованию структуры и свойств пористых керамических материалов, обусловленный все более расширяющимися областями их практического применения. Большой научный и практический интерес вызывает керамика на основе оксида алюминия и диоксида циркония.

Известно, что пористость хрупких материалов может значительно влиять на их физические свойства (механические, термические и электрические). Модуль Юнга, модуль сдвига и коэффициент Пуассона - важнейшие параметры при изучении механического поведения современных материалов. При этом в зависимости от объема порового пространства макроскопическое поведение керамических материалов может меняться от хрупкого до квазипластичного. Поэтому исследование эволюции повреждений в объеме пористого хрупкого материала на разных масштабных уровнях и последующего разрушения в зависимости от скорости деформирования, стесненности деформации и др. представляет значительный интерес с точки зрения возникновения иерархии структур деформации и разрушения в подобных хрупких материалах (керамиках, горных породах).

Цель настоящей работы – изучение взаимосвязи между такими параметрами как пористость, предел прочности, модуль Юнга, модуль сдвига, измеренными в процессе механического нагружения при сжатии и сдвиге, а также структурами разрушения и деформации в объеме керамики на основе диоксида циркония и оксида алюминия.

Анализ кривых напряжение-деформация пористой (в диапазоне пористости от 18 до 70%) керамики из оксида алюминия показал, что при деформации сжатием и сдвигом имеет место переход от типично хрупкого разрушения для относительно плотной керамики ($\leq 20\%$ пористости) до псевдо-пластичного при высоком уровне пористости (выше 50%). Отличие

в деформационном поведении керамики $\text{ZrO}_2\text{-MgO}$ состояло в том, что переход от типично хрупкого состояния для относительно плотной керамики до псевдо-пластичного при высоком уровне пористости осуществлялся при меньшем уровне пористости, по сравнению с керамикой Al_2O_3 .

Значения модуля упругости, модуля сдвига и коэффициента Пуассона уменьшаются с увеличением объёма порового пространства керамик Al_2O_3 и $\text{ZrO}_2\text{-MgO}$, что коррелирует с появлением множественного растрескивания в ходе деформации керамики с большим уровнем пористости.

Высокопористая керамика, полученная в настоящей работе, показывает типичное поведение при деформации, характерное для керамической пены, т.е. на деформационной кривой за начальным участком упругой деформации следует “плато” с чередующимися участками падения и роста напряжений с увеличением деформации. Падение напряжения на “плато” связано с микрорастрескиванием, а так же изгибом или разрушением стенок между пора́ми. За условный предел текучести было выбрано значение напряжения при сжатии, при котором вслед за линейным участком на кривой “напряжение-деформация” следует “плато”.

Обнаружены корреляции между значениями коэффициента Пуассона и псевдопластическими свойствами (условным пределом текучести и деформацией, соответствующей условному пределу текучести) пористых керамик Al_2O_3 и $\text{ZrO}_2\text{-MgO}$.

При одинаковом уровне пористости остаточные упругие характеристики каркаса пористого образца $\text{ZrO}_2\text{-MgO}$ выше, чем у Al_2O_3 .

Показано, что при деформации сжатием процесс разрушения керамики контролируется сдвиговыми напряжениями, которые приводят к формированию во внутреннем объеме образцов областей разрушения в виде конусов, размер и местоположение которых зависит от объема порового пространства.

ФОРМИРОВАНИЕ МЕЗОСТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ТРАНСФОРМАЦИОННО- УПРОЧНЁННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ И МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
savnick@ispms.tsc.ru

Создание новых высокоизносостойких керамических и металлокерамических композиционных материалов, способных работать в узлах трения в максимально широком диапазоне скоростей и нагрузок без

смазывающих веществ, является актуальной задачей современного материаловедения.

Целью настоящей работы является изучение закономерностей формирования мезоструктур на поверхности трения трансформационно-упрочненных керамических и металлокерамических композитов после скольжения в широком диапазоне скоростей и нагрузок и разработка научно-обоснованных критериев устойчивости таких материалов к изнашиванию, особенно в экстремальных режимах.

Показано, что износ трансформационно-упрочнённой керамики на основе ZrO_2 при скоростях 2-4 м/с контролируется возникающими на поверхности трения структурами с двумя характерными масштабами. Первый - сравним с характерным для такого режима трения расстоянием между трещинами, и составляет порядка 100-120 мкм, второй - сопоставим со средним размером зерна керамики. При этой скорости скольжения поверхность фрагментирована на разных масштабных уровнях: во-первых, формируется система трещин, разделяющая поверхностные объёмы материала на блоки, а во-вторых, происходит максимальное уменьшение размера кристаллитов тетрагональной фазы - от 45 нм в исходном состоянии до 20 нм после трения. Катастрофическому разрушению образца керамики в целом, выражающемуся в отколах его крупных фрагментов, предшествует увеличение среднего расстояния между трещинами и уширение распределения расстояний, за счёт формирования структуры с большим периодом. При трении в диапазоне скоростей скольжения (выше 5 м/с), где керамика на основе ZrO_2 демонстрирует безыносное поведение, в её поверхностных слоях идут одновременно два процесса: образование собственно тонкого поверхностного слоя и формирование структуры подповерхностных слоёв, которые служат упрочненной подложкой, при этом тонкий поверхностный слой в момент трения находится в квазижидком состоянии. Формирующаяся квазижидкая пленка равномерно покрывает поверхность трения керамики и выступает в роли «мягкого» покрытия, которое, увеличивая фактическую площадь контакта образца с контртелом, способствует понижению уровня контактных напряжений на поверхности. Это приводит к формированию пространственной сетки трещин с малым расстоянием между трещинами, чем обеспечиваются низкие значения интенсивности изнашивания керамики и коэффициента трения керамики на основе диоксида циркония при высоких скоростях скольжения.

Для металлокерамических композитов WC-(Fe-Mn-C) с содержанием марганца в связке 4 (WC-Г4) и 20% (WC-Г20) изучена эволюция структурно-фазового состояния поверхностных слоёв в ходе высокоскоростного трения (от 10 до 37 м/с). Показано, что эффект повышения износостойкости композиционного материала WC-Г4 со структурно-неустойчивой связкой, обусловлен процессами формирования на поверхности фрагментированной структуры, состоящей из смеси

дисперсных частиц карбида вольфрама, связки композита и сложного оксида на основе FeWO_4 , которая обуславливает эффект самосмазывания при высоких скоростях скольжения. Обнаружено, что при трении композита WC-Г4, с двухфазной ($\gamma+\alpha$) структурой связки толщина фрагментированных трибослоев и средний размер образующихся частиц износа меньше, чем у композита WC-Г20 со связкой из стабильного аустенита. Изучение микротвердости подповерхностных областей композитов выявило разупрочнение области прилегающей к поверхности трения и квазипериодическое изменение микротвердости по глубине для WC-Г20. Показано, что при высокоскоростном трении композиты WC-Г4 с метастабильной связкой имеют преимущество в износостойкости, по сравнению с композитами со стабильной однофазной связкой WC-Г20, из-за того, что связка такого состава способствует образованию упрочнённого подслоя материала.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект 13-03-98068 р_сибирь_a).

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-WC}$ –СТАЛЬ ГАДФИЛЬДА

Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю.,
Григорьев М.В., Кульков С.Н.

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

Известно, что керамика на основе диоксида циркония, несмотря на свои выдающиеся прочностные свойства, имеет средние значения твердости, что налагает определенные ограничения для более широкого её практического использования, например, в качестве режущего инструмента или материала для штампов и пресс-форм. Заметно повысить твердость при сохранении плотности и прочности керамики на основе диоксида циркония можно, армируя её частицами карбида вольфрама. В литературе отмечается, что карбид вольфрама - уникальное химическое соединение с точки зрения совместимости с диоксидом циркония. WC и ZrO_2 не взаимодействуют друг с другом при получении в диапазоне температур 1300-1500 °C, в отличие например от карбида титана и образуют между собой прочные когерентные связи.

Интересным с научной и практической точки зрения выглядит исследование возможности синтеза системы $\text{ZrO}_2\text{-WC-Fe}$, с целью получения твердых и вязких композитов, отличающихся от известных и описанных в литературе заданным соотношением химических элементов W/Fe, что принципиально важно для последующего использования таких составов в качестве высокоизносостойких триботехнических материалов,

на поверхности трения которых в условиях высокоскоростного трения будет формироваться сложный антифрикционный оксид FeWO_4 .

Анализ литературы показал, что композиты WC-ZrO_2 получают методом горячего прессования в графитовых пресс-формах и при температурах выше 1400°C . При этом в образцах сохраняется остаточная пористость, присутствие которой при использовании композитов отражается на снижении физико-механических свойств. В настоящей работе для получения композиционных материалов в системе $\text{ZrO}_2\text{--WC}$ –сталь Гадфильда был использован метод “спекание – ковка”, для которого характерно эффективное уплотнение образцов керамики за счет эффекта вытеснения пористости из центра образца на периферию свободных граней.

Целью работы являлось изучение возможности получения методом спекание-ковка плотных композиционных материалов WC-ZrO_2 –сталь Гадфильда, а так же исследование их структуры, фазового состава, основных физико-механических и триботехнических свойств.

Высокоплотные ($> 98\%$ от теоретической) композиты $\text{ZrO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--WC}$ –сталь Гадфильда с высокими значениями вязкости разрушения ($>9 \text{ МПа}\times\text{м}^{1/2}$), твердости по Виккерсу ($>14 \text{ ГПа}$) и микротвердости (до 20 ГПа) были изготовлены из наноразмерных порошков $\text{ZrO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ и микронных порошков WC и стали Гадфильда посредством спекания под давлением при 1350°C в течении 10 минут.

Формирующаяся при температуре спекания эвтектика в системе WC –сталь Гадфильда позволила сохранить в плотных образцах наноразмерную структуру исходных порошков $\text{ZrO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ за счет быстрого по времени жидкофазного спекания. Показано, что сочетание высоких значений твердости по Виккерсу и коэффициента вязкости разрушения в полученных композитах $\text{ZrO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--WC}$ –сталь Гадфильда достигается благодаря действию механизма упрочнения за счет ветвления и перекрытия трещин в мультифазной многомасштабной структуре, сформированной в композитах при получении.

В работе изучено поведение полученных композитов $\text{ZrO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--WC}$ –сталь Гадфильда в условиях высокоскоростного трения скольжения и представлен сравнительный анализ их триботехнических характеристик с характеристиками керамики на основе диоксида циркония и металлокерамических композитов WC-(Fe-Mn-C) , испытанных в подобных условиях.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект 13-03-98068 р_сибирь_а).

МАГНЕТРОННОЕ ОСАЖДЕНИЕ МЕТАЛЛО-КЕРАМИЧЕСКИХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА СТЕКЛА ИЛЛЮМИНАТОРОВ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ

Сергеев В.П.¹, Панин В.Е.¹, Псахье С.Г.¹, Чернявский А.Г.², Свечкин В.П.²,
Христенко Ю.Ф.³, Калашников М.П.¹, Воронов А.В.¹

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

²ОАО «Ракетно-космическая корпорация «Энергия», Королев, Россия,

³Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики
НИ ТГУ, Россия
retc@ispms.tsc.ru

Столкновения космических аппаратов (КА) с метеороидами естественного происхождения и продуктами антропогенного загрязнения космоса относятся к числу важнейших факторов, вызывающих повреждение и разрушение КА. В наибольшей степени от ударов частиц страдают различные оптические элементы: иллюминаторы, солнечные батареи и т. д. Удар высокоскоростной микрочастицы, вне зависимости от ее происхождения, вызывает механические и плазменные процессы, при которых на поверхности образуется кратер, распространяется ударная волна, зарождаются микротрещины. Одним из способов решения этой проблемы может стать нанесение высокотвердых тугоплавких покрытий с высоким коэффициентом упругого восстановления и низким термическим коэффициентом линейного расширения, прозрачных в видимой области спектра.

Целью работы является:

- изучение путей повышения ударной стойкости и сохранения прозрачности в условиях высокоскоростного (3 - 5 км/сек) обстрела микрочастицами железа кварцевых стекол, используемых в иллюминаторах космических аппаратов, с помощью осаждения на них защитных покрытий,
- исследование процессов получения прозрачных защитных покрытий на основе двухслойных композиций, состоящих из металлического сплава и нитридной керамики, методом импульсного магнетронного распыления композиционных мишеней и ионной имплантации,
- выявление структурно-фазового состояния и химического состава слоев, при которых происходит наиболее существенное повышение ударной стойкости стекол с металло-керамическими покрытиями.

Методами оптической спектроскопии, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) высокого разрешения выявлено соотношение толщин слоев и химического состава двухслойного металлокерамического покрытия, при котором оно является прозрачным в видимой области спектра. При этом установлено, что покрытия имеют наиболее высокую микротвердость и коэффициент

упругого восстановления в наноструктурном состоянии. Определено строение покрытия, обеспечивающее наиболее высокое значение адгезии к стеклянной подложке.

Испытания экспериментальных образцов на ударную стойкость проводили с помощью легкогазовой пушки. В качестве частиц для обстрела экспериментальных образцов были выбраны микрочастицы отклассифицированного порошка железа со средним размером $56,3 \pm 8,2$ мкм, с формой частиц близкой к сферической. Общая масса порции порошка для каждого выстрела была постоянной $60,0 \pm 0,1$ мг, при этом их скорости метания составляли 3-5 км/с.

Установлено, что на стеклах с покрытиями поверхностная плотность ρ образующихся кратеров при одних и тех же условиях испытания существенно ниже, чем на стеклах без покрытий. При этом более эффективное понижение до $\rho \approx 0,39 \times 10^6 \text{ м}^{-2}$ наблюдается при нанесении на стекло нанокристаллических покрытий против значения $\rho \approx 1,08 \times 10^6 \text{ м}^{-2}$ на стеклах без покрытий.

TRIBOLOGICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF GRADIENT NANOCOMPOSITE COATINGS ON THE BASIS OF Ti-Al-Cr-B-N SYSTEM

Sergeev O.V., Sergeev V.P., Fedorisheva M.V., Kalashnikov M.P.

*Institute of Strength Physics and Materials Science of SB RAS, Tomsk, Russia
tehnovak@ispms.tsc.ru*

At present on the basis of nitrides of transition metals the perspective class of coatings - multiphase nanocomposite is developed. Owing to a special nanostructure and substantial growth of a volume fraction of intergranular borders such coatings can get high tribological and mechanical properties. Ion beam treatment allows synthesizing coatings with a structurally-phase composition changing on depth, so-called gradient coatings. The bottom layer of such coatings provides good conjugation to a substrate and high bearing ability, top - defines functional characteristics of coatings (hardness, wear resistance and oxidizing stability, low factor of friction, fire resistance and so forth). Earlier by us it is shown, that creation such gradient layer in TiN coatings by bombardment of a high-energy beam of (Al+B) ions essentially raises their wear resistance and microhardness. The purpose of the present work is exploration of phase-structural states, tribological and mechanical properties of gradient nanocomposite coatings on the basis of Ti-Al-Cr-B-N perspective system, formed by magnetron deposition of Ti-Al-N coatings and by treatment of high-energy beam of (Cr + B) ions.

A deposition of coatings spent in vacuum installation of ionic-magnetron sputtering "KVANT" by means of a direct current magnetron with a target of an alloy of titanium and aluminum 30 weight. %. Coatings with 10 microns thickness deposited on samples of 30HGSN2A high-strength steel in the reactive environment of an argon and nitrogen gases mix. After sputtering the surface of a

coating was subjected to a bombardment by a high-energy beam of ions with aid of a vacuum arc pulse ionic source «DIANA-3». The result of influence on coatings of two-componential beams of (Cr + B) ions was investigated at fluencies equalled 2×10^{17} , 4×10^{17} and $6 \times 10^{17} \text{ sm}^{-2}$.

A phase-structural state investigated by methods of high-resolution transmission electron microscopy of foils, representing a cross-section of a sample with a gradient coating (JEOL JEM-2100F, EM-09100 Ion Slicer) and the X-ray structure analysis (DRON-7). Concentration profiles of elements on thickness of a coating were investigated by methods of the secondary ions mass spectrometry by means of MC-7201M spectrometer in a mode of etching by a beam of argon ions and the X-ray spectral microprobe analysis (JEOL JEM-2100F). A friction and wear tests of samples spent with aid of 2070CMT-1 machine under the scheme «a rotating counterbody - a fixed sample with a coating». A microhardness of a coatings measured by NanohardnessTester (CSM).

It is established, that at a fluencies of an irradiation 2×10^{17} and $4 \times 10^{17} \text{ sm}^{-2}$ wearing quality decreases in ~ 9 and 3 times, a microhardness in ~ 3.5 and ~ 1.2 , accordingly. Increase of a fluence up to $6 \times 10^{17} \text{ sm}^{-2}$ results, on the contrary, in significant increase of wearing quality in ~ 4.5 times at constant in comparison with a initial value of a microhardness.

On the basis of exploration of the modified coatings by an used experimental methods of modern material science it is shown, that observable change of a tribological and mechanical properties can be caused by an ionic alloy of a superficial layer by chrome and a boron and bundled with it an occurring at different times processes of extraction and dissolution in a superficial layer of new phases Cr_2Ti , AlN , AlB_{12} , CrB_4 .

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ ЗАМЕЩЕНИЯ НА СОРБЦИЮ ВОДОРОДА В ЦИРКОНИИ

Спиридонова Т.И., Туч Е.В., Бакулин А.В., С.Е. Кулькова

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

tistpu@mail.ru

Цирконий и сплавы на его основе широко используются в современной промышленности и ядерной энергетике. Главным фактором деградации данных материалов при использовании является гелий, который образуется в результате ядерных реакций, а также водород, который является естественным элементом окружающей среды. Накапливаясь в цирконии и его сплавах как гелий, так и водород приводят к охрупчиванию материалов, что отрицательно сказывается на их рабочих характеристиках. Поскольку примеси могут существенно влиять на растворимость гелия и водорода, в металлической матрице, то необходимы систематические исследования микроскопической природы взаимодействия данных элементов с примесями

простых и переходных металлов. Целью настоящей работы являлось изучение влияния примесей замещения на характеристики сорбции водорода в цирконии.

Расчеты проводились методом проекционных присоединенных волн. Водород рассматривался в октаэдрической (О) и тетраэдрической (Т) позициях гексагональной решетки циркония, при этом для уменьшения концентрации водорода использовалась суперячейка размером $2 \times 2 \times 1$, которая представляет собой удвоенную по двум направлениям элементарную ячейку циркония. Энергия абсорбции водорода рассчитывалась по формуле:

$$E_{abs} = E(N, X, H) - E(N, X) - 1/2 E(H_2) \quad (1),$$

где $E(N, X)$ ($E(N, X, H)$) – полная энергия системы с примесью (X) (с примесью и водородом), $E(H_2)$ – энергия молекулы водорода. Для расчета энергии взаимодействия примесь-водород использовалось следующее выражение:

$$\Delta E = [E(N, X, H) + E(N)] - [E(N, X) + E(N, H)] \quad (2),$$

где $E(N)$, и $E(N, H)$ – полные энергии системы без примеси и с водородом.

Расчеты показали, что водород предпочитает занимать октаэдрическую (О) позицию в цирконии, при этом разница в полных энергиях для двух позиций сорбции составляет лишь 0,012 эВ, что на порядок меньше, чем в титане. Предпочтительность абсорбции водорода в О позиции обусловлено структурными факторами, поскольку размер тетраэдрических пустот в два раза меньше, чем октаэдрических. Показано, что водород увеличивает объем решетки, тогда как рассмотренные примеси простых и переходных металлов приводят к ее сжатию. В отличие от титана, в котором рассмотренные примеси замещения не влияют на предпочтительность сорбции водорода в октаэдрической позиции, в цирконии ряд примесей (Sc, V, Cr, Ni) способствуют сорбции водорода в тетра-порах. Расчет энергии взаимодействия примеси с водородом показал, что переходные металлы притягивают водород, тогда как простые металлы (Al, Si, Ga, Ge) отталкивают. В работе анализируются особенности электронной структуры циркония с примесями замещения. Показано, что взаимодействие простых и переходных металлов с водородом определяется разными факторами: в случае взаимодействия водорода с примесями простых металлов доминирующим является электронный фактор, тогда как взаимодействие водорода с переходными металлами объясняется размерным эффектом и может быть описано моделью релаксаций полей напряжений, предложенной в работе [1].

Литература:

1. T. Matsumoto. J. Phys. Soc. Jpn. – 1977. – V. 42. – P. 1583.

**МИКРОСТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ
ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕДИ, МОДИФИЦИРОВАННОГО
ВЫСОКОДОЗНОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ ИОНОВ N⁺**

Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Калашников М.П.,
Сергеев О.В., Жарков С.Ю.

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

Эксплуатация в открытом космосе спутниковых антенн, которые в условиях непрерывного вращения принимают слабые электромагнитные сигналы, требует создания электроконтактных пар трения, имеющих высокую электропроводность, низкий коэффициент трения и высокую износостойкость в отсутствии смазки [1]. Одним из методов решения этой задачи может быть ионно-пучковая обработка поверхностных слоев применяемых медных и серебряных сплавов. В связи с этим целью работы является исследование влияния на износостойкость и микротвердость медных образцов поверхностной обработки высокоэнергетическими пучками ионов азота. При этом поверхность контртела, изготавливаемого также из меди, не подвергается ионной обработке.

Установлено, что высокодозная имплантация ионов азота с помощью имплантера «ИГИ-3» с энергией 20 кэВ в медные образцы повышает износостойкость в зависимости от продолжительности обработки (флюенса облучения f) в 1,5-4,5 раза при работе в паре с контртелом из меди в среде аргона при времени износа 60 мин. Зависимость изменения износостойкости W от флюенса облучения f близка к прямо пропорциональной. При определении концентрационных профилей внедренного азота методом масс-спектрометрии вторичных ионов выявлено значительное увеличение в ионно-модифицированном поверхностном слое концентрации азота вплоть до 8-10 ат.%. Изучение микроструктуры образцов после бомбардировки ионами азота с помощью просвечивающей электронной микроскопии показало, что в поверхностном слое происходит измельчение зеренной структуры (наноструктурирование) основной фазы гцк-Cu и образование в нем большого количества нанопор или газовых пузырей. Эти явления наблюдаются при больших флюенсах ионного облучения $> 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Интенсивность их возрастает с увеличением флюенса. Средний размер зерен меди в ионно-имплантированном поверхностном слое уменьшается от ~50 мкм до ~21 нм, средний поперечный размер образующихся нанопор составляет ~9 нм.

Определение микротвердости H_u поверхностного слоя с помощью нанотвердомера Nanotest-600 показывает также ее возрастание с увеличением f .

Повышение износостойкости и микротвердости ионно-имплантированных медных образцов может быть связано с упрочнением

поверхностного слоя в результате измельчения зеренной структуры в соответствие с соотношением Холла-Петча, а также в результате образования в нем нанопор или газовых пузырей, которые являются эффективными центрами торможения дислокаций.

Таким образом, высокодозная имплантация ионов азота в медные образцы увеличивает износостойкость в 1,5-4,5 раза при работе в паре с контртелом из того же материала в среде аргона. При этом, микротвердость поверхностного слоя медных образцов также возрастает. Показано, что наблюдаемое повышение трибомеханических свойств может быть обусловлено измельчением зеренной структуры (наноструктурированием) основной фазы гцк-Cu и образованием нанопор или газовых пузырей в поверхностном слое.

ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Тарасов С.Ю.^{1,2}, Мельников А.Г.², Рубцов В.Е.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
tsy@ispms.ru, melnikov_ag@tpu.ru, rvy@ispms.ru,*

В работе проведено исследование фрикционной обработки с перемешиванием на структуру и износостойкость среднеуглеродистой стали. Использовались два типа инструмента, изготовленные из твердого сплава ВК8 и ВК-20 в виде четырехгранных пирамид 2,5x2.5 мм, высотой 1,5 мм и 5x5 мм и высота 1,5мм, соответственно. Частота вращения инструмента 1500 об/мин, подача - 23 мм/мин. Фрикционную обработку проводили на стали 45 и 40Х.

Общий вид обработанных зон в сечении, перпендикулярном направлению подачи инструмента свидетельствует об отсутствии дефектов, связанных с перемешиванием материала. Вблизи поверхности наблюдается зона материала, полученная при движении "плеч" инструмента, при этом обработке заглаживание и дополнительный нагрев материала нижележащей зоны перемешивания. Зона перемешивания состоит из слоев материала, образованных при вращении четырехгранного выступа инструмента. Вблизи границы зоны перемешивания и основного материала можно различить зоны механо-термического и термического влияния. В случае инструмента 1 граница между основным и обработанным металлом очень тонкая, вблизи границы видны текстурированные слои, разделенные границами типа "kissing bonds". Для инструмента 2 со стороны "покрытия" виден белый нетравящийся слой, а со стороны основного металла структуры типа структур закалки- тростит.

Зависимости чисел микротвердости с поверхности вглубь образцов через зону перемешивания показывают, что для инструмента 1 на самой поверхности зоны перемешивания наблюдается тонкий закаленный слой высокой твердости. Далее по глубине твердость невысокая и на расстоянии от поверхности 1380 мкм она падает до твердости основы. Обработанная

инструментом 2 зона перемешивания неоднородна также и по величине микротвердости. Сопоставляя данные по микротвердости со строением зоны перемешивания, мы видим, что светлые нетравящиеся слои обладают высокой твердостью на уровне 500-600 МПа, тогда как темные зоны имеют твердость 300-350 МПа.

Другой особенностью структуры является наличие слабоупрочненной зоны D с твердостью 300-250 МПа непосредственно на обработанной поверхности. Травимость этой зоны повышенная и является следствием выглаживающей фрикционной обработки "плечами" инструмента.

В необработанном образце наблюдается широкая дорожка трения с четкими краями и глубокой бороздой. Средняя ширина дорожки 0,4 мм. На поверхности трения необработанного образца дорожка трения почти неотличима от рельефа остальной поверхности образца даже при условии что длина пути трения была в четыре раза больше, чем у необработанного, т.е. 120 против 20 м. В связи с этим были проведены дополнительные испытания с нагрузкой 47 Н на длине пути трения 200 м, которые позволили определить ширину дорожки трения с большей точностью - 0,23 мм. Различия по глубине образовавшихся следов изнашивания более четко видны на поперечных профилях дорожек трения. Таким образом, интенсивность изнашивания необработанного образца при нагрузке 12 Н составила 0,02 мм/м, а обработанного - 0,001 мм/м, при нагрузке 47Н. Коэффициент трения для необработанного образца составил величину 0,42, а для обработанного - 0,44.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 13-08-98088).

АДГЕЗИЯ НА ГРАНИЦАХ РАЗДЕЛА Ta(Mo)-TiNi

Тарасов К.Ю.¹, Бакулин А.В.^{1,2}, Кулькова С.Е.^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
konjtar@mail.ru, bakulin@ispms.tsc.ru

Никелид титана – сплав с памятью формы, который имеет широкое технологическое применение в медицине, индустрии и других областях. Известно, что одним из недостатков данного сплава при его использовании в качестве имплантатов является его низкая рентгеновская контрастность на снимках после имплантации. Для решения данной проблемы возможно применение металлических покрытий, которые могли бы повысить контрастность, но были бы безопасны для человеческого организма. В качестве таких металлов могут быть использованы Mo, Ta, Si и другие. Поскольку данные металлы и TiNi имеют близкие структурные параметры, то это способствует получению границ раздела с низкими планарными напряжениями. В то же время эксперимент показывает чувствительность структуры покрытий к условиям их осаждения, при этом могут

формироваться границы раздела обладающие низкой прочностью и более того при нагружении образцов происходит отслоение металлических пленок. В этой связи целью настоящей работы являлось проведение систематических теоретических исследований, направленных на понимание на микроскопическом уровне процессов, проходящих на границах раздела между металлами с ОЦК структурой (молибден, тантал) и TiNi, а также оценка адгезионных свойств границ раздела с ориентацией (001) и (110).

Расчеты атомной и электронной структуры границ раздела сплав-металл с ориентацией (001) и (110) проводились в методом псевдопотенциала с обобщенным градиентным приближением для обменно-корреляционного функционала. Для моделирования границ раздела использовался подход многослойных симметричных пленок, содержащих семь атомных слоев сплава и восемь–двенадцать слоев металлического покрытия, разделенных промежутком вакуума не менее 10 Å. Положения атомов интерфейсных слоев сплава, а также металлических пленок оптимизировались до достижения минимальных сил на атомах ~ 0.01 eV/Å. Энергия отрыва рассчитывалась по формуле: $W_{\text{sep}} = (E_1 + E_2 - E_{12})/2A$, где E_{12} – полная энергия многослойной пленки, содержащей сплав и металл, E_1 и E_2 – полные энергии пленок в той же конфигурации, но содержащие только сплав или металл, A – площадь поверхности границы раздела. Множитель 1/2 обусловлен наличием двух границ раздела.

Поскольку атомная структура сплава в направлении [001] представляет собой чередующиеся слои титана и никеля, то поверхность TiNi(001) может иметь два типа окончания, тогда как на стехиометрической поверхности TiNi(110) присутствуют атомы обоих компонент сплава. Кроме того границы раздела могут отличаться конфигурацией металлических пленок. В работе анализируется влияние состава интерфейсных слоев и их конфигурации на энергию отрыва металлических пленок от поверхности сплава. Проведен расчет локальных плотностей электронных состояний атомов интерфейсных слоев, распределений зарядовых плотностей, зарядового переноса и других структурных и электронных характеристик границ раздела. Показано, что на TiNi(001), независимо от ее окончания, наибольшая адгезия соответствует такой конфигурации интерфейса, когда пленка продолжает атомную структуру сплава, при этом адгезия выше на титановом окончании поверхности. В случае конфигурации, когда атомы первого слоя металлической пленки располагаются над поверхностными атомами сплава, расчеты показали минимальное значение энергии отрыва. Такое поведение согласуется со значительным увеличением интерфейсного расстояния и уменьшением зарядового переноса между подложкой и пленкой в последнем случае. Подобные тенденции обнаружены и на TiNi(110).

В целом, проведенный анализ электронных и структурных факторов позволил выявить корреляции между интерфейсным расстоянием, зарядовым переносом, положениями центра тяжести валентных зон и значением адгезии на рассмотренных границах раздела.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашин О.А., Батулин А.А.,
Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.

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

В работе исследовано влияние тепловой изотермической (723 К) деформации на структуру и температуры прямого и обратного мартенситных превращений (МП) в двойных сплавах на основе никелида титана с содержанием никеля 50,2 и 50,8 ат.%. В исходном состоянии при 295 К образцы сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) имеют структуру моноклинной мартенситной фазы В19', при этом содержат ~2-5 об.% исходной фазы В2 с кубической структурой. В образцах сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ (ат.%) в области температур 293 К-321 К наблюдается в основном ромбоэдрическая мартенситная R фаза и кубическая фаза В2.

Деформацию образцов сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) осуществляли методом теплового (723 К) *abc*-прессования. При каждой осадке истинная деформация, e , достигала 0,3 (e – натуральный логарифм отношения высот заготовки до и после прессования). Предельная величина истинной деформации достигала 8,44. Сплав с 50,8 ат.% Ni деформировали методом изотермической (723 К) многопроходной прокатки в ручьевых вальцах. Заданная истинная деформация, e , в каждом цикле деформирования составляла $0,03 \div 0,04$ (e – натуральный логарифм отношения площадей поперечного сечения образцов до и после деформирования), а предельная заданная деформация достигала ~1,8.

После *abc*-прессования микроструктура образцов неоднородна. В центральной области образцов уже после *abc*-прессования до $e \approx 0,29$ зерна вырастают в несколько раз по сравнению с исходными (~40 мкм): размер наиболее крупных зерен достигает 300 мкм. В периферийных областях размер зерен остаётся практически таким же, как и до *abc*-прессования. После прессования с $e \approx 0,62$ незначительно увеличивается объем крупнозернистой области, а также увеличивается и размер наиболее крупных зерен (до ~400 мкм). После деформации с $e = 8,44$ большая часть объема образцов имеет полосовую микроструктуру (пластины мартенсита В19' или двойники) с поперечным размером полос от 0,1 до 1,5 мкм. Оставшаяся часть объема образцов (~20%) содержит относительно равноосные структурные элементы размером менее 0,8 мкм. Показано, что

температуры МП при охлаждении и нагреве образцов после *abc*-прессования не изменяются вплоть до $e = 8,44$.

Аналогичная ситуация наблюдается после теплой прокатки образцов сплава с 50,8 ат.% Ni. На начальной стадии прокатки ($e = 0,07$) происходит двукратное увеличение среднего размера зерна (до $d_{cp} = 92$ мкм). Вторая стадия эволюции зёрненной структуры образцов наблюдается при задании e от 0,2 до 0,8. На этой стадии средний размер зёрен уменьшается, форма зёрен становится сугубо неравноосной (средний коэффициент неравноосности, k , возрастает от 1,3 до ~ 3), и зёрна ориентируются длинной осью преимущественно вдоль направления прокатки. Завершается эта стадия формированием микрополосовой структуры с геометрически необходимыми границами, ориентированными вдоль направления прокатки.

После прокатки максимальные изменения температур МП наблюдаются в образцах с малой величиной заданной пластической деформации, не превосходящей $e = 0,2$. При дальнейшем накоплении истинной деформации вплоть до 1,8 температуры МП существенно не изменяются.

Таким образом, показано, что переход от крупнозернистой структуры исходных образцов к микрокристаллической и субмикрокристаллической структуре двойных сплавов на основе TiNi с 50,2 и 50,8 ат.% Ni в результате теплового изотермического (723 К) *abc*-прессования и прокатки практически не влияет на последовательность и температуры МП.

Работа поддержана РФФИ (грант №13-08-90421 Укр_ф_а), Проектом СО РАН III.23.2.2 и Программой Президиума РАН №8, проект №21.

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВОВ NiFeGa ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Тагильцев А.И., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
katie@sibmail.com*

В работе представлены исследования закономерностей развития высокотемпературной сверхэластичности (СЭ) в монокристаллах ферромагнитных сплавов $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ (ат.%). Для исследования выбраны [001]-, [011]-монокристаллы при деформации сжатием.

Экспериментально обнаружено, что в монокристаллах $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ при деформации сжатием температурный интервал развития СЭ $\Delta T_{SE} = T_{SE2} - T_{SE1}$ определяется, во-первых, прочностными свойствами высокотемпературной фазы, т.е. значениями $\sigma_{cr}(M_d)$, когда напряжения образования мартенсита становятся равны напряжениям пластического течения высокотемпературной фазы. Во-вторых, значениями $\alpha = d\sigma/dT$, описывающими увеличение напряжений образования мартенсита с

температурой. В-третьих, прочностными свойствами мартенсита σ_{cr}^M при температуре T_{SE2} .

В [001]-, [011]-монокристаллах при сжатии несмотря на высокие прочностные характеристики высокотемпературной $L2_1$ -фазы $\sigma_{cr}(M_d)=1030$ МПа, СЭ наблюдается в узком интервале температур $\Delta T_{SE}=T_{SE2}-T_{SE1}=120$ К и $\Delta T_{SE}=180$ К для [001]-, [011]-монокристаллов, соответственно. Это определяется высокими значениями $\alpha=3,1$ и $2,1$ МПа/К и низкими значениями предела текучести мартенсита при температуре T_{SE2} $\sigma_{cr}^M=430$ МПа и $\sigma_{cr}^M=785$ МПа в [011]- и [001]-монокристаллах, соответственно.

Увеличения интервала СЭ добивались за счет повышения прочностных свойств фаз. Для этого проводили термомеханические обработки (ТМО), которые заключались в предварительной пластической деформации с последующим отжигом. Пластическая деформация подбиралась так, чтобы ее величина ϵ превышала максимальную величину обратимой деформации ϵ_0 и в монокристалле формировались дислокации. Отжиг 773 К в течение 1 часа проводили для перераспределения дефектов и/или выделения частиц второй фазы.

Экспериментально показано, что после ТМО в [001] и [011]-монокристаллах при сжатии увеличивается предел текучести мартенсита в 1,3-1,5 раза по сравнению с начальным состоянием. В [001]-монокристаллах при сжатии σ_{cr}^M составляет 1208 МПа. При этом значения $\alpha=2,1$ МПа/К не изменяются после ТМО. Интервал развития СЭ ΔT_{SE} увеличивается до 523 К, что на 70 К больше, чем в исходных кристаллах.

Таким образом, показано, что в монокристаллах сплавов $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ без дополнительных термообработок развитие высокотемпературной СЭ при сжатии со стороны высоких температур ограничено прочностными свойствами мартенсита. Установлено, что ТМО приводит к увеличению предела текучести мартенсита, а, следовательно, интервала развития СЭ.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 14-08-00946 и стипендиальной программы Президента РФ СП-6909.2013.3.

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ $BiFeO_3$ ПРИ ПРЕЦИЗИОННОМ МОДИФИЦИРОВАНИИ ЛАНТАНОМ

Титов С.В., Вербенко И.А., Шилкина Л.А., Шабанов В.М.,
Алёшин В.А., Титов В.В., Резниченко Л.А.

*НИИ физики Южного федерального университета, Ростов-на-Дону, Россия
titov_s@micom.net.ru*

Твердые растворы (ТР) на основе $BiFeO_3$ считаются перспективной базой для создания новых магнитоэлектрических керамических материалов. Модифицирование $BiFeO_3$ редкоземельными металлами – один из путей обеспечить возникновение магнитоэлектрического эффекта в ТР. Ионы La, вследствие относительной близости эффективных ионных радиусов с Bi, являются наиболее удобным и технологичным

модификатором для BiFeO_3 . Публикации об исследованиях кристаллической структуры ТР $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$ не выявляют однозначно последовательности фазовых переходов и интервалов существования различных фаз, при увеличении содержания La. В предпринятом нами ранее панорамном исследовании керамик $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$ [1] фазовых изменений обнаружить не удалось. Были отмечены признаки мезо и микроструктурной реорганизации в керамическом объекте. Целью проведенного прецизионного модифицирования BiFeO_3 являлось детальное изучение последовательности изменений его структуры на различных масштабных уровнях с ростом концентрации La и отбор технологически перспективных ТР.

Образцы ТР $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$, для $0,00 < x < 0,20$ с малым концентрационным шагом - $\Delta x = 0.025$ и $\Delta x = 0.010$ (в интервале $0.09 < x < 0.15$) были изготовлены по обычной керамической технологии путем твердофазного синтеза с последующим спеканием. Рентгеноструктурные исследования проводились на дифрактометре ДРОН-3 ($\text{CoK}\alpha$ -излучение). Зерна керамик наблюдались на оптическом микроскопе с увеличением от 200 до 1050. По изображению сетки сечений межзеренных границ проводился расчет мультифрактальных параметров по методике [2]. Рассчитаны мультифрактальные спектры $f_{(a(q))}$ и спектры размерностей (энтропий) Реньи D_q , параметры однородности меры носителя f_∞ и упорядоченности Δ_∞ .

Рентгеновский анализ показал, что основной фазой ТР во всем исследованном интервале является ромбоэдрическая (Рэ). Объем Рэ-ячейки снижается с ростом x . При $x=0.075$ появляются признаки второй фазы, имеющей ромбическую (Р) симметрию типа GdFeO_3 . С $x=0.09$ наблюдается периодическое (с периодом по x 0,010-0,020) исчезновение и появление рефлексов Р-фазы, вплоть до $x=0.20$. Микродеформация $\Delta d/d$ в этом интервале с ростом x колеблется с уменьшением амплитуды. У линий Рэ-фазы регистрируются сателлитные максимумы, отражающие модуляции кристаллической структуры. Период модуляции в области сосуществования фаз трижды изменяется с ростом x . Наблюдаются колебания параметра однородности f_∞ , происходящие в противофазе с колебаниями $\Delta d/d$.

Анализ полученных данных позволяет утверждать, что для $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$ обнаружен интервал $0.09 \leq x \leq 0.20$ бинадального распада ТР с образованием распределенных в матрице нанообластей новой фазы. Процесс сопровождается активной перестройкой мезо и микроструктуры фазы-матрицы. Отсутствие в литературе единого мнения по поводу кристаллической структуры является следствием высокой зависимости фазового состава ТР в данной области от условий получения керамик.

Литература:

1. Титов С.В., Вербенко И.А., Шилкина Л.А., Шабанов В.М., Титов В.В., Алешин В.А., Резниченко Л.А. Реорганизация структуры и процессы

самоорганизации в керамиках BiFeO_3 , при их модифицировании лантаном.
// Иерархически организованные системы живой и неживой природы: Материалы международной конференции (9-13 сентября 2013г., Томск, Россия).- Томск: ИФПМ СО РАН, с. 353-356 (2013)

2. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. Москва-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика». (2001).116с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИТОВ НА БАЗЕ ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА

Тихонина К.В., Немзорова М.А., Дюкова К.Д.

*Новосибирский государственный технический университет, Россия
ktobik@yandex.ru*

Эпоксидные смолы (ЭС) широко применяются в различных отраслях промышленности благодаря своим высоким эксплуатационным характеристикам:

- высокая адгезия;
- незначительная усадка при отверждении (5%);
- высокая механическая прочность;
- высокая химическая стойкость и водостойкость;
- высокие диэлектрические свойства.

Чаще всего их используют в качестве клея, пропиточного материала для создания препрегов, которые впоследствии применяют для изготовления и ремонта различных деталей корпусов лодок, автомобилей и др. Но для использования в большинстве отраслей промышленности эпоксидные смолы обладают недостаточно высокими характеристиками. В большинстве случаев находят применение наполненные композиции на основе эпоксидных олигомеров. В результате добавления наполнителей в полимерные матрицы, свойства полученных материалов значительно увеличиваются, что дает предпосылки для повышения рабочих параметров композиции и расширения областей их применения.

Одним из перспективных материалов, который имеет достаточно низкую цену среди углеродных наноматериалов является терморасширенный графит (ТРГ). Терморасширенный графит находит широкое применение в нефтехимической, машиностроительной и др. промышленности, благодаря тому, что обладает анизотропной тепло- и электропроводностью, а также является хорошим шумоизоляционным материалом.

Цель данной работы заключалась использование терморасширенного графита в качестве наполнителя для эпоксидных композитов и исследовании электрофизических свойств полученного материала на базе ТРГ в области частот 10 Гц – 1 МГц.

Несмотря на то, что ТРГ является высококачественным материалом с высокой степенью графитации, проводимость композитов на базе ТРГ не является столь высокой по сравнению с композитами на основе углеродных нановолокон или углеродных нанотрубок. Предположительно, электрофизические свойства композитов могут быть существенно повышены при модификации методики приготовления композита и улучшении смачиваемости наполнителя.

В заключении стоит отметить, что ТРГ является перспективным материалом для использования в качестве наполнителя эпоксидных композитов. Дальнейшие исследования позволят установить оптимальные параметры получения композитов на базе ТРГ, а модификация методики приготовления композита позволят улучшить свойства материала.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ Fe-Mn-(Al)-C МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Тукеева М.С., Мельников Е.В., Майер Г.Г., Астафурова Е.Г.

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

В работе методами оптической металлографии, просвечивающей (ПЭМ) и растровой электронной микроскопии (EBSD-анализ), рентгеноструктурного анализа изучали термическую стабильность ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, полученной в монокристаллах высокомарганцевых аустенитных сталей Fe-13Mn-1,3C, Fe-13Mn-2,7Al-1,3C (мас. %) методом холодного кручения под квазигидростатическим давлением (КГД). КГД проводили при давлении 5–6 ГПа при комнатной температуре на пять оборотов. Ранее авторами была детально изучена эволюция структуры и микротвердости исследуемых аустенитных сталей при КГД [1]. Для изучения стабильности УМЗ структуры к нагреву образцы сталей после КГД подвергали высокотемпературным отжигам в интервале температур 400÷800°C с выдержкой 1 час и последующей закалкой в воду.

Отжиги при температурах 400 и 500°C не приводят к уменьшению микротвердости исследуемых сталей. В соответствии с данными ПЭМ, рентгеноструктурного анализа и EBSD-анализа после отжига при температуре 400°C структура сталей Fe-13Mn-1,3C, Fe-13Mn-2,7Al-1,3C, подвергнутых КГД, однофазная – аустенит (с высокой долей границ двойников и высокой плотностью дислокаций). После холодного КГД и отжига при 500°C наряду с аустенитом в структуре наблюдали образование ультрамелкозернистой α' -фазы, средний размер кристаллитов в которой составляет <0,7 мкм. Методом ПЭМ показано, что диффузионный γ - α' фазовый переход начинается с образования перлитных колоний, которые

приводят к фрагментации зерен аустенита. В стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C фазовое превращение идет быстрее, доля α' -фазы больше, чем в стали Fe-13Mn-1,3C. С увеличением температуры отжига до 600°C микротвердость в исследуемых сталях снижается, доля феррита возрастает, наблюдается рост ферритных зерен и уменьшение доли аустенита, находящегося по-прежнему в высокопрочном сдвойникованном состоянии. После КГД и последующих отжигов при 700, 800°C в обеих сталях происходит обратное $\alpha' \rightarrow \gamma$ фазовое превращение, наблюдается рост зерна аустенита, выделение карбидов M_3C .

Таким образом, высокая плотность двойниковых границ деформационного происхождения, сформированных в процессе КГД и определяющих формирование УМЗ-состояния с высокими прочностными свойствами в сталях Fe-13Mn-1,3C и Fe-13Mn-2,7Al-1,3C [1], сохраняется до температуры отжига 500°C. За высокую стабильность структуры исследуемых сталей к нагреву отвечает сохранение двойников деформации в аустените и формирование ультрамелкодисперсной α' -фазы при температуре отжига 500°C.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (№ 14-08-31239 мол_а).

Литература:

1. Astafurova, E.G. Microstructure and mechanical response of single-crystalline high-manganese austenitic steels under high-pressure torsion: The effect of stacking-fault energy / E.G. Astafurova, M.S. Tukeeva, G.G. Maier, E.V. Melnikov, H.J. Maier // Materials Science & Engineering A. – 2014. – V.604. – P. 166-175.

ТОНКАЯ СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОЯ Zr - Y – O В МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЯХ Zr - Y- O/ Si –Al- N

Федорищева М.В.¹, Сергеев В.П.^{1,2}, Калашников М.П.^{1,2}, Бардова А.Е.³

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национально исследовательский Томский государственный университет, Россия

fmw@ispms.tsc.ru

В настоящее время учеными, конструкторами и технологами по всему миру широко развернуты исследования по разработке методов и средств тепловой защиты деталей газотурбинных двигателей (ГТД), в первую очередь, лопаток турбин, путем нанесения на их тепловоспринимающую поверхность защитного покрытия (слоя материала) с низким коэффициентом теплопроводности. Особый интерес представляют собой наноструктурные многослойные покрытия. Они обеспечивают минимальную амплитуду модуляции нормальных и касательных напряжений на всех границах раздела многослойного покрытия, что позволяет кардинально улучшить эксплуатационные характеристики.

Целью выполнения данной работы является исследование фазового состава и структуры многослойных композиционных покрытий на основе систем Zr-Y-O /Si-Al-N с различной толщиной слоев от 150 нм до 5000 нм.

Многослойные покрытия на основе Zr-Y-O и Si-Al-N наносились методом магнетронного нанесения на установке «КВАНТ», оснащенной двумя магнетронами с цирконий-иттриевой и кремний-алюминиевой мозаичными мишенями. Питание магнетронов осуществлялось с мишенью из Zr-Y и Si-Al от импульсных источников, методом магнетронного нанесения в едином вакуумном цикле.

Как результат, сформированы многослойные наноструктурные покрытия на основе систем Si-Al-N и Zr-Y-O с различной толщиной слоев от 150 до 5000 нм.

Методам рентгеноструктурного анализа установлено, что слои на основе Zr-Y-O имеют в своем составе фазы ZrO_2 в двух модификациях: тетрагональной и моноклинной. Параметры решетки тетрагональной фазы ZrO_2 в покрытии близки табличному значению.

Методом просвечивающей электронной микроскопии выявлено, что:

1. слои на основе Zr-Y-O в многослойном покрытии Zr Y O/ Si -Al -N имеют столбчатую структуру, размер столбцов в поперечном сечении достигает 80 нм, высота столбцов соответствует толщине нанесенного слоя.

2. Структура всех слоев Zr-Y-O в многослойном покрытии не зависит от положения слоя в покрытии.

3. Слой на основе Zr-Y-O является кристаллическим, слой Si-Al-N является аморфным.

4. Кривизна-кручение кристаллической решетки и внутренние упругие напряжения зависят от поперечного размера зерна в слое Zr-Y-O. Чем больше поперечный размер зерна в слое, тем меньше кривизна-кручение кристаллической решетки и внутренние упругие напряжения. Такие зависимости вызваны структурой нанозерен, сформированных при нанесении покрытия.

5. Установлено, что износостойкость многослойных покрытий на основе Zr Y O/ Si Al N в 2-3 раза превышает износостойкость однослойных материалов.

6. Термоциклические испытания проводимые для покрытия Zr Y O/ Si Al N с толщиной слоев 300 нм при температуре 1000°C показали что термоциклическая стойкость многослойных покрытий (550 циклов) на порядок выше термоциклической стойкости однослойных покрытий на основе Zr- Y- O и Si- Al-N.

ТОНКАЯ СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ni-Al, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО НАПЫЛЕНИЯ И ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ

Федорищева М.В.¹, Сергеев В.П.^{1,2}, Калашников М.П.^{1,2}, Воронов А.В.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
fmw@ispms.tsc.ru

Жаропрочные металлические материалы, которые используются в современном оборудовании и технологиях при максимальных температурных условиях, основаны на никелевых сплавах. Наиболее интенсивное развитие жаростойких алюминидных покрытий началось с созданием газотурбинной реактивной авиации.

Интерметаллические соединения Ni_3Al и NiAl обладают уникальными свойствами и являются объектами многочисленных исследований. Они обладают высокой жаростойкостью, износостойкостью, сопротивлением окислению и представляются наиболее перспективными для получения тонких пленок методом магнетронного напыления.

Эффективным методом изменения элементного и структурного фазового состояния приповерхностных слоев является обработка материалов пучками высокоэнергетических ионов. В последнее время используется метод магнетронного напыления с последующей ионной имплантацией. Это позволяет получать покрытия с более высокими физико-механическими свойствами.

Покрытие наносили методом магнетронного напыления на установке типа «КВАНТ». Ионную имплантацию покрытия проводили на импланторе «ДИАНА-2». В качестве мишени использовали полученный методом порошковой металлургии интерметаллид Ni_3Al стехиометрического состава. Покрытия наносили на образцы стали ШХ-15, полированные механически до зеркального блеска.

В работе изучено влияние ионной имплантации ионов алюминия и бора на фазовый состав, тонкую структуру, морфологию поверхности магнетронного покрытия на основе системы Ni - Al, имплантированного ионами Al и B.

Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что основной фазой полученных покрытий является упорядоченная фаза Ni_3Al со сверхструктурой L1_2 с низким значением параметра порядка. Фазовый состав покрытия I представлен фазами Ni_3Al , NiAl . Фазовый состав покрытий II представлен фазами Ni_3Al , NiAl и $\gamma\text{-AlB}_{12}$.

Данные просвечивающей электронной микроскопии подтвердили результаты рентгеноструктурного анализа по качественному фазовому анализу. Кроме того, методом ПЭМ установлено, что в покрытии первого типа содержание основной фазы Ni_3Al составляет 98%, а фазы NiAl около 2%. Частицы фазы Ni_3Al представляют собой достаточно крупные частицы

(150 нм). В стыках зерен и по границам располагаются зерна округлой формы и представляют собой фазу NiAl. Размер зерен этой фазы для покрытия первого типа 50 нм. Обнаружено, что фаза Ni₃Al содержит три типа зерен с разной дислокационной структурой (бездислокационные, дислокационные и фрагментированные). Ионная имплантация (покрытия второго типа) приводит к увеличению размеров зерен, снижению плотности дислокаций, увеличению кривизны кручения кристаллической решетки, увеличению микротвердости покрытия.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы

Структурные исследования проведены в центре коллективного пользования «Нанотест» ИФПМ СО РАН.

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ НА СКОРОСТЬ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА В ОДНОМЕРНОМ НАНОМАГНЕТИКЕ

Шабунин М.Е., Шабунина Е.В.

*Хакасский государственный университет им. Н.Ф. Катанова, Абакан, Россия
mshb@yandex.ru, galichinaev@mail.ru*

Исследования последних лет в области магнетизма концентрируются на изучении магнитных систем пониженной размерности, что обуславливается перспективами создания на их основе систем с широкими функциональными возможностями. Уникальность подобных систем определяется способностью исследователей контролировать и изменять магнитные взаимодействия на атомном масштабе. В реальных макроскопических системах всегда присутствуют дефекты. Дефекты структуры могут иметь различную природу и оказывать различное влияние на процессы, протекающие в телах. В данной работе представлены результаты исследования влияния дефектов структуры на скорость фазового перехода антиферромагнетик-ферромагнетик в рамках одномерной модели Изинга.

Использовалась модифицированная модель Изинга, учитывающая взаимодействие во второй координационной сфере. Гамильтониан системы, приведенный к энергии взаимодействия в первой координационной сфере [1]:

$$\frac{H}{J_1} = -\sum_{i=1}^{N-1} S_i S_{i+1} - J_2 \sum_{i=1}^{N-2} S_i S_{i+2} - h \sum_{i=1}^N S_i \quad (1)$$

где J_2 – относительная энергия обменного взаимодействия во второй координационной сфере, h – относительная напряженность внешнего магнитного поля, S_i – проекция вектора спина на выбранную ось, N – количество атомов в системе, i – номер узла.

При формировании конфигураций немагнитные примеси принимают в наномagnetике случайные равновероятные позиции и их положение не

меняется, что соответствует низким температурам. Время модели отождествляется с числом шагов Монте-Карло.

При наличии в цепочке одного немагнитного атома в зависимости времени релаксации от числа примесных узлов наблюдается максимум (рис. 1, а). Это связано с тем, что в проведенной серии опытов образуются цепочки либо с одним доменом, либо с двумя магнитными доменами, в которых магнитные моменты направлены в противоположные стороны. Данное состояние будет являться метастабильным и потребуются значительное время для перехода в стабильное состояние (один домен).

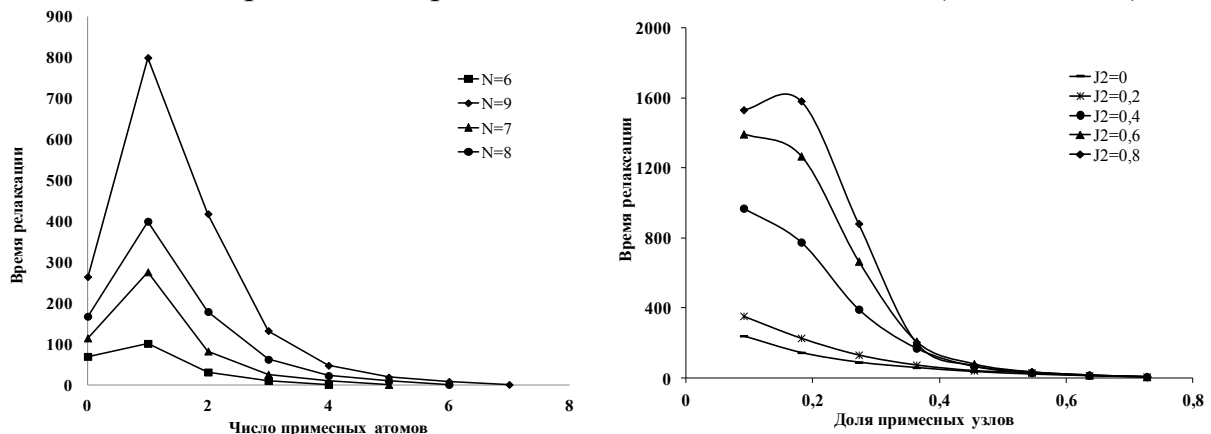


Рис.1. Зависимость времени релаксации а) от числа немагнитных примесных атомов $J_2=0,5$ б) от доли примесных атомов $N=11$.

Зависимость же времени релаксации от доли примесных узлов почти всегда монотонная – увеличение числа немагнитных примесей приводит к уменьшению общего числа магнитных атомов, участвующих в формировании магнитного порядка, соответственно переход в ферромагнитную фазу происходит быстрее.

Увеличение энергии во второй координационной сфере способствует замедлению фазового перехода. При значительной энергии взаимодействия во второй координационной сфере в начале кривой наблюдается максимум (рис. 1,б). Интересным является то, что при достаточном числе примесных немагнитных атомов в образце изменение параметра J_2 не влияет на время релаксации в пределах погрешности расчета (исследован интервал $J_2 [-1;1]$).

Поведение динамического критического индекса z указывает на постепенное уменьшение степени зависимости времени релаксации от размеров системы при увеличении температуры и длины цепочки. С ростом числа примесных атомов при фиксированном размере решетки в нашем исследовании наблюдалось увеличение динамического критического индекса. Подобная зависимость получена для двумерного случая в работах Маркова и Прудникова [2], где при уменьшении концентрации спинов наблюдалось значительное увеличение индекса. Увеличение индекса z с ростом процентного содержания дефектов наблюдается и для трехмерных систем [3].

Литература:

1. В.Н. Удодов, А.И. Потекаев, А.А. Попов и др. Моделирование

фазовых превращений в низко-размерных дефектных наноструктурах – Абакан: Издательство ХГУ им. Н.Ф. Катанова, 2008. – 135 с.

2. О.Н. Марков, В.В. Прудников. Компьютерное моделирование критической динамики неупорядоченных двумерных изинговских систем // ЖЭТФ. – 1994. – Т.60. – №1. – С. 24-29.

3. В.Ю. Колесников. Численное исследование влияния дальнедействующей корреляции дефектов на критическое поведение спиновых систем: Автореф. дисс. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.02 Омск, 2009 – 108 с.

RF-MAGNETRON CALCIUM PHOSPHATE COATINGS ON BIOINERT METALS: STRUCTURE AND PROPERTIES

Sharkeev Y.P.^{1,2}, Kulyashova K.S.¹, Glushko Y.A.¹,
Belyavskaya O.A.¹, Sainova A.B.^{1,3}, Shulepov I.A.²

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia,*

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia,*

³*National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia*

kseniya@ispms.tomsk.ru, sharkeev@ispms.tsc.ru

Bioinert metals and its alloys such as pure titanium (Ti), zirconium alloys (Zr-1Nb wt.%, Zr-2,5Nb wt.%), and some alloys of the system Ti-Nb possess a set of properties (biocompatibility, low thermal conductivity, high fatigue strength, and fatigue life) necessary for their successful application as a basis for implants. Today many research groups give their attention to development of calcium phosphates coatings based on hydroxyapatite. The hydroxyapatite has attracted considerable attention because of its close resemblance to the chemical and mineral components of teeth and bones. As a result of this similarity hydroxyapatite has shown good biocompatibility with bone tissue. Different methods of coatings deposition are known as micro-arc oxidation, sol-gel method, plasma spraying et.al. Radio-frequency (RF) magnetron sputtering is one of the modern technologies that make possible to put thin calcium phosphate coatings on the surface of varied materials, including dielectric materials, such as ceramic. This method is used to form the nanostructured biocompatible calcium phosphate coatings in ISPMS of SB RAS.

Thin calcium phosphate coatings were prepared by RF-magnetron deposition on Ti, Zr (Zr-1Nb wt.%) and Ti-Nb substrates at 200 W. The surface morphology, structure, adhesive bond strengths and microhardness of calcium phosphate coatings and composite material “coating - titanium” were investigated by scanning electron microscopy, mechanical scratch-test and microhardness test. Deposition of calcium phosphate coatings on the surface of metal samples using the method of HF-magnetron sputtering results in smoothing of the sample surface and in decrease of the surface roughness. HF-magnetron CaP coatings possess high values of the adhesive strength to the surface of bioinert metals. In the case of the alloy Ti-Nb the delamination of the coating does not occur even under the indentation load of 30 N, which indicates

high adhesion strength of the coating to the surface of Ti-Nb, as compared to samples of Ti and Zr. The contribution of the coating microhardness and the substrate microhardness was found to be (1780, 2200, 3860 MPa) and (2900, 2400, 4440 MPa) equal to the microhardness of the composite “metal substrate – CaP coating” for Ti, Zr, and Ti-Nb, and the integrated microhardness of the composite was equal to 3200, 2450, 4730 MPa. The obtained results show that the microhardness of composites “metal substrate – CaP coating” is higher than the microhardness of the initial uncoated substrate for all tested materials. This is associated with high values of the microhardness for CaP coatings. The microhardness values of coated samples have the highest values for each tested material, which confirms the fact that mechanical properties of a composite material are higher than properties of individual components that make up this composite material (the coating and the substrate).

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti - 40 масс.% Nb ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Ерошенко А.Ю.¹, Глухов И.А.¹, Zhu Q.³, Толмачев А.И.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*

³*Центральный институт цветных металлов, Пекин, Китай*

sharkeev@ispms.tsc.ru

Новые разработки имплантатов предъявляют повышенные требования к механическим свойствам материалов, в частности к упругим свойствам. Имплантаты должны иметь низкий модуль упругости для равномерного распределения напряжений при совместной работе системы «кость-имплантат» и исключения возможности разрушения на границе раздела «имплантат – кость». Модуль упругости у большинства титановых сплавов находится в пределах 100-120 ГПа, что значительно выше для плотной кортикальной костной ткани (15-50 ГПа). Легирование титана ниобием и /или цирконием уменьшает модуль упругости до 55-80 ГПа. В то же время методы интенсивной пластической деформации позволяют значительно повысить прочностные свойства за счет измельчения зеренной структуры при сохранении низкого уровня модуля упругости.

В работе исследовали влияние интенсивной пластической деформации, которая включала метод абс-прессования и последующую многоходовую прокатку на эволюцию микроструктуры и механических свойств сплава системы Ti-40 масс.% Nb с низким модулем упругости (55-60 ГПа). Предварительно образцы сплава отжигали при температуре 1100°C в течение трех часов с последующей закалкой в воду. В результате была сформирована ячеисто-дендритная структура с преобладанием твердого раствора ниобия на основе β -Ti. Согласно данным рентгеноструктурного анализа после закалки в матричных зернах размером 500-800 мкм обнаружены игольчатые включения, характерные для мартенситной метастабильной α'' -фазы. На

этапе прессования применяли два деформационных режима: девятикратное свободное прессование и трехкратное прессование в пресс-форме с последовательным уменьшением температуры прессования в интервале 500-400°C. Степень образцов на каждом цикле прессования составляла 50-40%. Далее образцы подвергали многоходовой прокатке в ручьевых валках при комнатной температуре до суммарной деформации 75%.

Применение пресс-формы на этапе трехкратного прессования позволило достичь более эффективного измельчения зеренной структуры (до 0,5 мкм) по сравнению с режимом прессования без пресс-формы (до 1 мкм). Последующая обработка прокаткой образцов, подвергнутых прессованию в пресс-форме, способствовала дальнейшему измельчению структуры до ультрамелкозернистого состояния со средним размером элементов структуры (зерен, субзерен, фрагментов) менее 0,3 мкм. Согласно ПЭМ на микродифракционных картинах были идентифицированы рефлексы высокой интенсивности от твердого раствора ниобия на основе β -Ti и рефлексы низкой интенсивности от твердого раствора ниобия на основе α -Ti. Метастабильную мартенситную фазу твердого раствора α'' -Ti не идентифицировали. Метастабильная фаза α'' трансформируется в стабильную β -фазу твердого раствора ниобия. Сформированная в результате интенсивной пластической деформации ультрамелкозернистая структура в исследуемом сплаве Ti-40 масс.% Nb обеспечивает повышение микротвердости до 3100 МПа, что в ~2,6 раза выше по сравнению с исходным состоянием (1170 МПа).

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН; Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2013 – 2016гг., проект III.23.2.2.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОДУКТА ПЛАВЛЕНИЯ КВАРЦЕВОГО ПЕСКА

Волокитин О.Г., Шеховцов В.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
volokitin_oleg@mail.ru, shehovcov2010@yandex.ru*

Сотрудники кафедры прикладной механики и материаловедения Томского государственного архитектурно-строительного университета занимаются исследованиями процессов получения высокотемпературных силикатных расплавов из сырья с различным содержанием SiO₂ (50-99 %) с использованием энергии низкотемпературной плазмы. Исследования в данной области позволили установить, что получение расплавов из исследуемых материалов сопряжено с трудностями, связанными с высокой температурой плавления данных материалов и высокой вязкости получаемых из них расплавов. Для решения этих проблем предлагается использовать энергию низкотемпературной плазмы, которая позволяет, за счет резкого повышения температуры, расплавлять высококремнеземистое

сырье с содержанием SiO_2 более 95 % и имеющим температуру плавления около 1700 °С.

В качестве сырья для получения высококремнеземистого расплава использовались отсеvy кварцевого песка Туганского месторождения (Томская область). Высокая дисперсность используемого сырьевого материала создает дополнительные трудности при его плавлении. Под действием ударной волны потока плазмы частицы дисперсностью менее 100 мкм удаляются из зоны плавления, что негативно влияет на коэффициент полезного действия установки.

Для получения высокотемпературного силикатного расплава использовалась электроплазменная установка [1] разработанная, в лабораториях НИИ Строительных материалов Томского государственного архитектурно-строительного университета.

Определение микроструктурных характеристик продукта плавления кварцевого песка проводились на сканирующем электронном микроскопе JSM-7500F (JEOL, Япония) с энергодисперсионным микроанализатором EDXS (рис. 1).

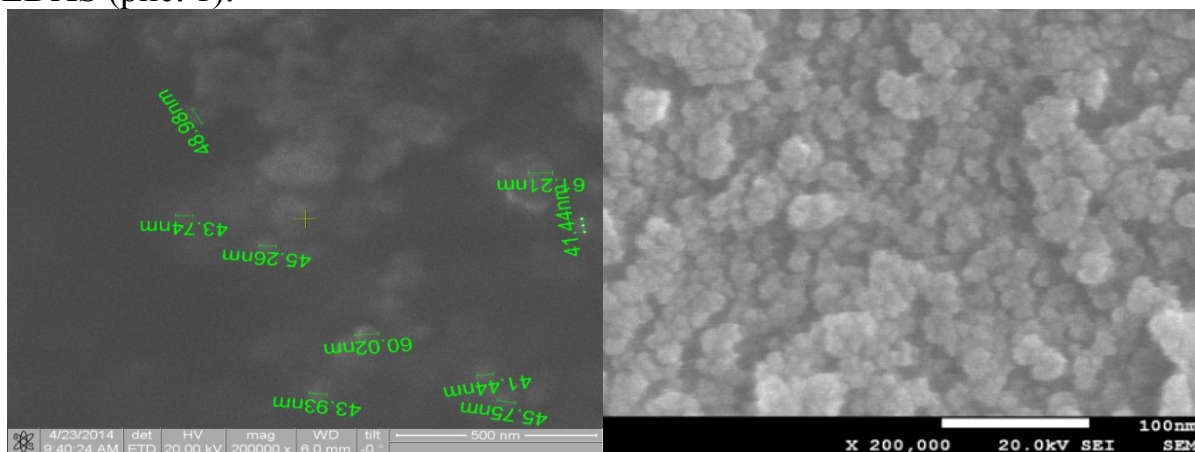


Рис.1 – Электронно-микроскопический снимок поверхности продукта плавления кварцевого песка.

Установлено, что полученный продукт плавления кварцевого песка Туганского месторождения имеет неоднородное микрогетерогенное строение, включающее как остаточный кварц, так и аморфные области. В стекловидной массе равномерно распределены элементы различной формы, частично спаянные между собой. Размеры областей находятся в пределах от 43 нм до 60 нм. В общем можно сказать, что полученный с помощью энергии низкотемпературной плазмы продукт плавления кварцевого песка Туганского месторождения характеризуется структурной неоднородностью.

Работа частично поддержана грантом Президента РФ МК-2330.2013.8

Литература:

1. Пат. 2503628 Российская Федерация. Плазменная установка для получения тугоплавкого силикатного расплава. Волокитин О.Г. Тимонов Е.В., Волокитин Г.Г., Никифоров А.А., Чибирков В.К.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РЕЛАКСАЦИИ ДЕФЕКТОВ
СТРУКТУРЫ И КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ КАРБИДА
АЛЮМИНИЯ В КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ
С УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ
ПРИ РАЗЛИЧНОЙ ТЕРМОБРАБОТКЕ**

Шутилов Р.А.¹, Кузнецов В.Л.^{1,2,3}, Селютин А.Г.^{1,2},
Шмаков А.Н.¹, Мосеев С.И.¹

¹Институт катализа им. Г.К.Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия,

²Новосибирский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
shutilov@catalysis.ru, kuznet@catalysis.ru, kuznet@catalysis.ru

Многослойные углеродные нанотрубки (МУНТ) в силу своих уникальных свойств (высокой прочности, термостабильности и электропроводности), являются перспективными материалами для получения композитов на основе различных металлических и полимерных матриц. В настоящее время значительная часть исследований посвящена композитам на основе МУНТ с полимерной матрицей. В последние годы наблюдается значительный рост публикаций и патентов, посвященных созданию и использованию металлуглеродных композитов (Me-МУНТ), где в качестве металла используются Al, Mg, Cu или их сплавы. Композиты на основе матриц из металлического алюминия в настоящее время исследуются наиболее интенсивно по сравнению с другими композитами Me-МУНТ. Это обусловлено широким использованием алюминия в различных областях техники из-за его низкой удельной плотности, высокой механической прочности, высокой электропроводности и коррозионной устойчивости.

Целью данной работы является изучение микроструктуры композитов Al-МУНТ полученных горячим прессованием порошка Al и МУНТ различной природы при различных термических обработках.

Микроструктуру полученных образцов исследовали методом рентгеновской дифрактометрии *in situ* на синхротронном излучении. Кроме этого контролировалась возможность образования карбида алюминия за счет реакции с МУНТ при повышенных температурах.

Обнаружено, что диаметр МУНТ оказывает существенное влияние на величину и температурную зависимость величины микронапряжений в композите Al-МУНТ при термообработке. При использовании МУНТ со средним диаметром $d = 10$ нм, величина микронапряжений в структуре исходного образца остается практически неизменной вплоть до 500°C. При дальнейшем увеличении температуры прокаливания до 600°C в течение 1 часа величина микронапряжений снижается на ~20%. Для композита, полученного с применением МУНТ с $d = 20$ нм, релаксация микронапряжений в структуре наблюдается уже при температуре прокаливания 150°C.

Таким образом, установлено, что природа МУНТ оказывает существенное влияние на термическую стабильность к релаксации дефектов. Предполагается, что стабилизация наноструктуры композитов на основе Al-МУНТ обусловлена зернограничным механизмом, связанным с образованием интерфейсов между частицами алюминия и поверхностью МУНТ.

Большой интерес вызывает исследование возможности использования композитов на основе Al-МУНТ с высоким содержанием МУНТ в качестве легирующей добавки для получения широкого набора сплавов, путем введения такого композита в сплав на стадии плавления. Известно, что основной проблемой при реализации такой технологии является возможное образование карбида алюминия на границе раздела фаз Al/МУНТ. Образование карбида алюминия в композитах Al-МУНТ может ограничивать возможность получения конструкционных материалов с улучшенными проводящими и механическими свойствами путем введения композитов Al-МУНТ в сплавы в качестве легирующей добавки. С этой целью нами была исследована кинетика образования карбида алюминия Al_4C_3 в композите Al-МУНТ, в интервале температур 600-950°C. Показано, что в композитах Al-МУНТ, прогретых при температуре 600°C практически не наблюдается образование карбида алюминия. Увеличение температуры прокаливания до 900-950°C приводит к образованию карбида алюминия (Al_4C_3) в образцах, количество которого возрастает с увеличением температуры.

Секция 5.
Междисциплинарные проблемы:
тонкие пленки
и многослойные покрытия,
неразрушающий контроль,
молекулярная биология

ПРИМЕНЕНИЕ МНОГОЧАСТОТНЫХ ВИХРЕТОКОВЫХ ИЗМЕРЕНИЙ ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕЙ ДИАГНОСТИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Егоров А.В., Поляков В.В., Бартенев А.М.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

pvv@asu.ru

Одним из наиболее эффективных методов неразрушающего контроля металлических материалов является метод вихревых токов, позволяющий выявлять различные виды дефектов и оценивать ряд характеристик внутренней структуры. В то же время результат такой диагностики зависит от совместного действия большого числа факторов, действующих на различных масштабных уровнях. К их числу относятся факторы, обусловленные составом и строением диагностируемого материала, наличием различных видов дефектов структуры, а также мешающие факторы (зазор между поверхностью материала и датчиком, геометрические размеры и форма образца и другие). Повышение надежности и информативности метода вихревых токов может быть достигнуто за счет использования многочастотных измерений, заключающихся в построении годографов системы «датчик – образец» и последующем анализе вида этих годографов. Такой анализ призван разделить влияние различных факторов на результаты многочастотных измерений, и прежде всего – выделить вклад, вносимый дефектами структуры. В настоящей работе предложен метод получения экспериментальных годографов, обеспечивающий существенное уменьшение погрешности вихретоковых измерений и позволяющий достаточно надежно разделять факторы, влияющие на диагностируемые свойства. Непосредственные испытания проводились на примере алюминиевых сплавов различного состава.

Измерения проводились с помощью параметрического датчика накладного типа на частотах в интервале от 200 Гц до 2 кГц. В качестве материалов использовались плоские образцы сплавов алюминия различного состава. В образцах задавались контрольные дефекты в виде серии поверхностных и подповерхностных полостей. Результаты измерений представлялись в виде серии годографов, полученных при различных значениях мешающих факторов для образцов с разными значениями удельной электрической проводимости. Наряду с построением экспериментальных годографов проводились расчеты теоретических годографов, для которых использовались известные значения характеристик датчика, геометрических параметров образцов и удельной электропроводности. Особенностью определения экспериментальных значений комплексных амплитуд напряжения и тока, по которым строились годографы, являлось использование специально разработанной

цифровой обработки сигналов, снимавшихся с вихретокового датчика. Эта обработка заключалась в аппроксимации мгновенных значений сигнала линейной комбинацией трех первых функций Уолша.

В результате измерений было проведено количественное описание влияния на результат диагностики таких факторов, как различия в удельной электропроводности материала, геометрические размеры образцов, величина зазора между поверхностью образца и накладным датчиком, различные режимы измерений. Выявлена роль совместного действия этих факторов на вид и положение линий годографов и показана возможность выделения параметров, значимых для вихретоковой дефектоскопии. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности предложенного экспериментального подхода для неразрушающего контроля металлических материалов.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ОПТИЧЕСКОГО СТЕКЛА С ЗАЩИТНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ЧАСТИЦ

Божко И.А.^{1,2}, Христенко Ю.Ф.³, Сергеев В.П.¹

¹*Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия,*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*
bozhko_irina@mail.ru

Столкновения космических аппаратов (КА) с метеорными телами естественного происхождения и продуктами антропогенного загрязнения космоса относятся к числу важнейших факторов, вызывающих повреждения и разрушения КА. В наибольшей степени от ударов мелких частиц страдают различные оптические элементы: иллюминаторы, линзы, зеркала и т. д. Удар высокоскоростной микрочастицы, вне зависимости от ее происхождения, вызывает так называемую метеорную эрозию поверхности и местные разрушения (образование пробоин) оптических элементов космического аппарата. Одним из способов защиты оптических элементов космического аппарата от ударов микрометеороидных частиц является нанесение оптически прозрачных покрытий с требуемым комплексом физико-механических свойств. Однако, для прогнозирования ресурса работы защитных покрытий при воздействии микрометеороидных частиц, требуется проведение лабораторных ударных испытаний.

В связи с этим целью данной работы являлось изучение механических повреждений поверхности оптического стекла с защитными покрытиями на основе Si-Al-N при бомбардировке высокоскоростными частицами микронного размера.

В качестве подложек для нанесения покрытий использовали стеклянные диски марки КВ диаметром 80 мм и толщиной 4 мм. Покрытия

наносили методом магнетронного напыления на установке типа «КВАНТ». На предварительно очищенные стеклянные диски сначала наносили слой покрытия на основе никеля (подслой для обеспечения адгезии), затем наносили второй основной слой покрытия на основе Si-Al-N. Толщина покрытия составляла 10 мкм.

Для имитации воздействия микрометеоритов и техногенных частиц на материалы конструкций КА были проведены ударные испытания образцов стекла до и после нанесения на их поверхность защитных покрытий на экспериментальном стенде, оснащенного легкогазовой пушкой ППХ34/8. Для бомбардировки экспериментальных образцов использовали микрочастицы порошка железа. После проведения ударных испытаний поверхность оптических стекол исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO EVO-50XVP (Carl Zeiss вGmbHX).

Результаты сканирующей электронной микроскопии показали, что на поверхности экспериментальных образцов стекла КВ без покрытия и с нанесенными на их поверхность защитными покрытиями на основе Si-Al-N, подвергнутых бомбардировке потоком высокоскоростных частиц железа, наблюдается формирование кратеров различного диаметра. Анализ полученных изображений позволил установить, что средний размер образующихся кратеров на поверхности стекла без покрытия, составляет 105 ± 3 мкм, на поверхности стекла с покрытием – 168 ± 6 мкм. При этом следует отметить, что при одних и тех же условиях испытания поверхностная плотность образующихся кратеров на стеклах без покрытия составляет $1,08 \cdot 10^6 \text{ м}^{-2}$, на стеклах с покрытием – $0,39 \cdot 10^6 \text{ м}^{-2}$.

Таким образом, нанесение защитных покрытий Si-Al-N толщиной 10 мкм на поверхность оптического стекла позволяет уменьшить поверхностную плотность кратеров, образующихся при воздействии высокоскоростных частиц железа, в 2,7 раза по сравнению с исходным стеклом.

РОЛЬ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ Vl_2Se_3 В ПРОЦЕССАХ АДСОРБЦИИ МОЛЕКУЛЯРНОГО И АТОМНОГО КИСЛОРОДА

Борисова С.Д.^{1,2}, Русина Г.Г.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
svbor@ispms.tsc.ru

В последнее время наблюдается большой интерес к недавно открытому классу материалов: топологическим изоляторам (ТИ). Отличительной особенностью данных материалов является то, что будучи изоляторами в объёме, они обладают бесщелевыми состояниями на поверхности, благодаря которым возможно протекание спин-поляризованного тока практически без потерь энергии. Такие необычные свойства поверхности ТИ делают возможным их использование в новых

спинтронных и магнетоэлектрических приборах. Однако для этих материалов имеются различные трудности при реализации практических устройств. В частности, было показано, что окисление Bi_2Se_3 приводит к сложной электронной структуре из-за гибридизации состояний кислорода и подложки. Образование собственных оксидов, наблюдавшееся на поверхности Bi_2Se_3 , может быть ответственно за изменение знака поверхностной проводимости и уменьшение спинового тока.

Адсорбция атомного и молекулярного кислорода на поверхности Bi_2Se_3 была исследована в рамках формализма теории функционала плотности, реализованного в программном коде VASP. Размер расчётной сверхячейки Bi_2Se_3 выбирался (3×3), внешний поверхностный слой состоял из атомов селена. Были рассмотрены возможные места адсорбции кислорода на идеальной поверхности Bi_2Se_3 (0001) (ГЦК, ГПУ и над атомом Se). Получено, что в отличие от атомарного кислорода, молекула O_2 слабо взаимодействует с поверхностью. Перенос заряда от поверхности к молекуле составляет всего ~ 0.1 е, что свидетельствует о слабом взаимодействии молекулярного кислорода с поверхностными атомами Se. При адсорбции молекулы O_2 в поверхностную вакансию Se изменяется характер их взаимодействия. В этом случае молекула связывается с незамкнутыми связями атомов Bi, находящимися в подповерхностном слое. Это приводит к росту переноса заряда (~ 2 е) от поверхности и к увеличению молекулярной связи кислорода на 23.7 %. В этом случае может наблюдаться диссоциация молекулы при увеличении температуры. Таким образом, наши расчёты показали, что в основе инертности поверхности $\text{Bi}_2\text{Se}_3(0001)$ по отношению к молекулярному кислороду является отсутствие дефектов.

СПЕЦИАЛИЗИРОВАННЫЙ ПРОГРАММНЫЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕЗОСТРУКТУРЫ КОМПОЗИТОВ

Гергега А.Н.¹, Остапкевич М.Б.²

¹Одесская национальная академия пищевых технологий, Украина,

²Институт вычислительной математики и математической геофизики СО РАН,

Новосибирск, Россия

aherega@gmail.com, most65535@gmail.com

Непреходящая актуальность перколяционных методов исследования вещества в течение последних, примерно, пятидесяти лет связана с эффективностью теории протекания при рассмотрении обширной области вопросов, относящихся к генезису и эволюции связных областей в материалах.

В докладе описан специализированный программный комплекс ОДНО, предназначенный для моделирования перколяционных систем, а также структуры и свойств композиционных материалов в промежуточной асимптотике.

Программный комплекс создан на базе системы WinALT [1], и предоставляет возможности конструирования алгоритмов и структур с разнообразными видами мелкозернистого параллелизма, а также средства для визуального и аналитического описания правил преобразований данных в моделях.

Аналитический способ реализуется языком моделирования, который подразделяются на две части. Первая сформирована конструкциями общего назначения. Они служат для описания вычислений, управляющих структур, подпрограмм, модульной структуры сложной модели и библиотек подпрограмм и фрагментов моделей, импорта внешних модулей в модель или в саму систему.

Вторая часть языка отражает специфику проблемной области ПК ОДНО – исследование кластерных систем. Основные типы объектов специализированной семантики программного комплекса в этой части служат для описания кластерных структур, их частей, элементов, композиций и состояний. В программном комплексе реализованы конструкторы объектов и операторы языка для работы с объектами модели.

Ряд физических величин, характеризующих композиционные материалы, имеют степенные концентрационные зависимости, претерпевающие излом в точке структурного фазового перехода. Такое поведение позволяет визуализировать условия, при которых реализуется структурный фазовый переход, на графиках величин, характеризующих кластерную систему [2, 3]. Программный комплекс ОДНО реализует представление полученных результатов в фазовых пространствах, определяемых пользователем. В качестве иллюстрации в докладе будут рассмотрены результаты расчетов механических напряжений в композитах.

Работа по расширению возможностей комплекса ОДНО продолжается в двух направлениях. Первое – создание библиотек вычислительных модулей, подпрограмм, фрагментов моделей, режимов моделирования и визуализации данных для решения обширного спектра перколяционных задач. Кроме того, создание возможностей для модификации задач в традиционной постановке в пространстве двух и трех измерений и их обобщения на произвольное число измерений в фазовых пространствах свойств кластерных систем твердотельных материалов.

Второе направление – создание программного продукта, имеющего аналитические и графические возможности моделирования объектов и систем произвольной природы, которые содержат связные области, образующиеся в стохастических процессах. Планируется, в частности, что у исследователя будет возможность определять семантику части операторов программного комплекса, например, связности, которую можно будет трактовать достаточно широко (почти произвольно).

Литература:

1. Ostapkevich M., Piskunov S. The Construction of Simulation Models of Algorithms and Structures with Fine-Grain Parallelism in WinALT. // Lecture Notes in Computer Science. – Heidelberg: Springer-Verlag, 2011. – V. 6873. – P. 192-203.
2. Соколов И.М. Размерности и другие критические показатели в теории протекания. // УФН. – 1986. – Т. 150, вып. 2. – С. 221-255.
3. Герега А.Н. Моделирование кластерных структур в материале: силовые поля и дескрипторы. // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16, №5. – С. 87-93.

ВЛИЯНИЕ ВХОДНЫХ ПАРАМЕТРОВ НА ТОЧНОСТЬ МЕТОДА КЦИ

Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

В экспериментальной механике метод корреляции цифровых изображений (КЦИ) в настоящее время является наиболее популярным вследствие простоты и точности, однако, погрешность измерений зависит от выбора входных параметров программы.

Плоский образец (резина) размерами $70 \times 10 \times 1,5$ мм был закреплен на предметном столике микроскопа ($\times 50$). Была выполнена съемка центральной части образца в исходном состоянии (до) и после одноосного растяжения. Размеры эталонного участка (ЭУ, $a \times a$) и области поиска (ОП, $R \times R$) при расчете варьировали в диапазоне $5 \leq a \leq 201$, $11 \leq R \leq 1001$ и для каждого сочетания a и R рассчитывали векторное поле и продольную деформацию ε_{xx} .

Показано, что в некотором диапазоне входных параметров значение продольной деформации почти не изменяется. Однако, при сравнительно малых размерах ЭУ или ОП поле смещений рассчитать точно невозможно, что свидетельствует о наличии двух порогов. Первый порог $R_{\min}$ обусловлен выбором малого значения размера области поиска R , когда найти эталонный участок невозможно вследствие выпадения его из области поиска. Данный порог зависит от размера изображения L и пропорционален средней деформации ε ($R_{\min} \geq a + \varepsilon L / 2$). Здесь оба изображения совмещены по центральной точке. Второй порог ($a_{\min}$) представляет собой минимально необходимый размер ЭУ. Он зависит от количества информации в ЭУ и качества текстуры изображения поверхности исследуемого материала, где критерием качества текстуры предлагается использовать информационную энтропию.

Для иллюстрации влияния качества текстуры были выполнены следующие модельные эксперименты. Модельные изображения с разной текстурой генерировали методом Монте-Карло, где первое слагаемое задает само изображение, а второе – шум (абсолютная погрешность):

$I(x, y) = \text{Gauss}(\mu = 127, \sigma_t = \beta_t / 6) + \text{Gauss}(\mu = 0, \sigma = \beta_n / 6)$, где $\beta_t = 2^{t+3}$, $n = 0, 1, \dots$.

Из исходного изображения формировали два других таким образом, чтобы они содержали общую область. Значения вектора смещения, таким образом, были заведомо известны.

Результаты моделирования представлены на рис. Видно, что при высоком значении энтропии (высоком качестве текстуры) абсолютная погрешность Δu минимальна даже при малом размере эталонного участка. При среднем значении H погрешность нахождения вектора смещения достигается при большем размере участка.

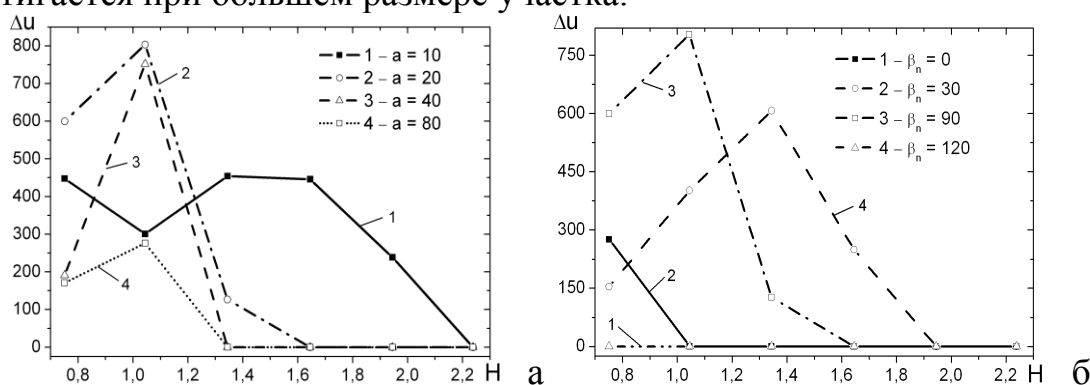


Рис. Зависимости абсолютной погрешности объединения изображений Δu от информационной энтропии H при варьировании размера ЭУ a при $\beta_n = 90$ (а) и уровня шума β_n при $a = 20$ (б).

Увеличение уровня шума приводит к возрастанию погрешности, а диапазон изменения информационной энтропии существенно не изменяется. Влияние шума также имеет пороговый характер, где критический уровень текстуры и пороговое значение размера эталонного участка связаны между собой. В эксперименте следует стремиться к снижению погрешности измерений и шума аппаратуры, а также к повышению качества текстуры. Показано, что информационная энтропия может выступать как критерий качества текстуры изображений.

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА ВТ6 ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ И ЭЛЕКТРОННО- ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, Кобзарева Т.Ю.³, Райков С.В.³, Громов В.Е.³,
Соскова Н.А.³, Будовских Е.А.³

¹Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
yufi55@mail.ru, gromov@physics.sibsiu.ru

В работе приведены результаты исследования фазового состава, структуры и свойств поверхностного слоя образцов титанового сплава ВТ6, подвергнутых комбинированной обработке, заключающейся в

легировании плазмой электрического взрыва углеграфитового волокна с навеской порошка SiC и последующем облучении высокоинтенсивным электронным пучком на установке СОЛО по режимам: энергия электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов $E_s=45\div60$ Дж/см², длительность импульсов воздействия $\tau=100$ и 200 мкс, их количество и частота следования $n = 10$ и 20 имп. и $f = 0,3$ с⁻¹; облучение проводили в аргоне при остаточном давлении 0,02 Па. Исследования элементного и фазового составов, зеренной и внутризеренной структур поверхностного слоя осуществляли методами сканирующей и электронной дифракционной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Механические свойства поверхностного слоя оценивали, измеряя микротвердость.

Поверхностный слой, формирующийся после электровзрывного легирования (ЭВЛ) и электронно-пучковой обработки (ЭПО), характеризуется высоким уровнем шероховатости и большим разнообразием структурных элементов (микропоры и микрократеры, микротрещины, наплывы, частицы разрушившихся углеграфитовых волокон). Последующая ЭПО существенно снижает шероховатость поверхности. На поверхности выявляется поликристаллическая структура, размеры зерен которой достигают 10 мкм. В объеме зерен наблюдается субзеренная структура ячейки высокоскоростной кристаллизации с размером субзерен в пределах 0,2 – 0,8 мкм.

Плавление поверхностного слоя электронным пучком и последующая высокоскоростная кристаллизация приводят к формированию многослойной структуры, состоящей из легированного слоя и слоя термического влияния, плавно переходящим в основной объем материала. Толщина легированного слоя 25-30 мкм и не зависит от режима ЭПО. При $E_s = 45$ и 50 Дж/см² и $\tau = 100$ мкс этот слой по глубине разбивается на 3 выраженных подслоя, различающихся морфологией и размерами структурных элементов. Так, слой легирования имеет преимущественно структуру глобулярного типа. При обработке с $E_s = 60$ Дж/см² и $\tau = 100$ мкс или 45 Дж/см² и 200 мкс его структура выравнивается и на подслои не разбивается.

В зоне упрочнения сплава ВТ6 после комбинированной обработки наблюдается многократное увеличение микротвердости, которое обусловлено формированием много фазной субмикро- и наноразмерной структуры пластинчатого типа на основе α -Ti, упрочненной наноразмерными выделениями вторых фаз TiC и SiC.

Электровзрывное науглероживание совместно с частицами порошка SiC поверхности сплава ВТ6 формирует упрочненный слой толщиной до 35 мкм. Его микротвердость в 3 – 5 раз превышает таковую основы. Последующая ЭПО снижает шероховатость упрочняемой поверхности и приводит к увеличению до 85 – 90 мкм толщины упрочненного слоя.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ научного проекта №13-02-12009 офи_м и госзадания Минобрнауки № 270ГЗ

АТОМНО-СИЛОВАЯ МИКРОСКОПИЯ БИОЛОГИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ

Козельская А.И., Панин А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

annakozelskaya@gmail.com

В последние годы большой интерес уделяется исследованию различных биологических объектов, таких как ткани, клетки и т.д. с помощью метода атомно-силовой микроскопии (АСМ). В отличие от сканирующего электронного микроскопа атомно-силовой микроскоп достаточно прост в использовании, не требует трудоемких и длительных процедур подготовки образцов, не требует вакуума и может работать с водными средами. Последнее позволяет получать топографию поверхности биологических объектов с высоким разрешением в их естественной среде или в физиологическом растворе.

Метод АСМ наиболее востребован при исследовании как морфологических особенностей, так и функциональных свойств эритроцитов. В отличие от других биологических объектов эритроциты позволяют легко идентифицировать изменения их структуры при различных внешних воздействиях, а также определять устойчивость клеток к токсичным веществам и другим экзогенным факторам. Однако при исследовании биологических объектов с помощью АСМ часто возникают трудности с интерпретацией полученных результатов, связанные с приготовлением образцов для исследований и различными артефактами, появляющимися при сканировании объектов.

В данной работе обсуждаются особенности методики исследований эритроцитов методом АСМ. Показано, что химический состав и молярность соляного буфера являются важным условием, определяющим форму и поверхностный рельеф эритроцитов. Отработана методика отмывания клеток и техника нанесения мазка. Исследовано влияние процессов обезвоживания на структурную целостность клеток. На примере эритроцитов, подвергнутых воздействию нанопорошков оксидов металлов и гормонов стресса, продемонстрированы возможные ошибки в интерпретации полученных данных, а также приведено описание артефактов, возникающих при АСМ-исследовании.

ТЕРМОГРАФИЯ КАК МЕТОД МОНИТОРИНГА КАЧЕСТВА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Рубцов В.Е.¹, Руденский Г.Е.^{1,2}, Колубаев Е.А.^{1,2}, Тарасов С.Ю.^{1,2},
Васильев П.А.³, Бакшаев В.А.

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

³ЗАО "Чебоксарское предприятие Сеспель", Россия

*rvy@ispms.ru, rudenskii@ispms.ru, eak@ispms.ru, tsy@ispms.ru,
sespel-new@yandex.ru, zaosespel@yandex.ru*

В настоящее время при производстве крупных корпусных деталей из алюминиевых сплавов, например, корпусов космических аппаратов, судов, автомобильных цистерн и т.д., применяется сварка трением с перемешиванием (СТП). Данный метод позволяет производить надежные неразъемные соединения, которые по своим прочностным и усталостным свойствам приближаются к основному металлу. Применение СТП связано с необходимостью контроля получаемых соединений, в том числе в процессе сварки.

В связи с бурным развитием тепловизионной техники, тепловой контроль (ТК) начинает занимать все более устойчивые позиции при инспекции качества объектов наряду с ультразвуковым, радиационным и вихретоковым методами. Возможность выявления дефектов при термографии основано на том, что любые дефекты имеют теплофизические характеристики, отличные от бездефектного окружающего материала и являются барьерами на пути распространения тепла.

В данной работе сделана попытка сопоставить данные ТК о наблюдаемых при СТП температурных аномалиях в зоне сварного соединения и дефектах, обнаруженных при разрушающем контроле шва.

Соединение методом СТП двух пластин толщиной 5 мм из деформируемого сплава АМг5М в отожженном состоянии производилась на опытно-промышленной установке ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель». Ширина шва по лицевой поверхности составляла ≈ 19 мм, длина - около 500 мм. После записи данных производилась их обработка и строилась термограмма процесса, которая представляет собой изображение, составленное из столбцов шириной один пиксель, вырезанных из кадров видеоряда шириной w и высотой h пикселей. Столбцы вырезались из каждого кадра видеоряда на одинаковом расстоянии N пикселей от левого края кадра. Ширина термограммы в пикселях равна количеству кадров, которое использовалось для её построения, а высота - высоте кадра h . Каждый столбец термограммы отражает распределение температуры на поверхности образца по линии, перпендикулярной направлению сварки и находящейся на фиксированном

расстоянии от сварочного инструмента. Так как сварочный инструмент перемещается вдоль образца, то каждый столбец термограммы соответствует конкретному участку шва, а термограмма в целом соответствует всему сварному соединению. Термограмма, построенная описанным способом, позволяет сравнить между собой различные участки шва при одинаковых условиях остывания после прохождения сварочного инструмента и выявить возможные температурные аномалии. Анализ температурных аномалий, обнаруженных на поверхности образца при тепловизионном контроле в процессе сварки трением с перемешиванием, и их сопоставление с данными металлографического анализа позволяет говорить о перспективности применения тепловизионного контроля для обнаружения опасных внутренних дефектов непосредственно в процессе сварки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0063) в рамках реализации Постановления Правительства РФ № 218.

РАДИОГРАФИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ СВАРНЫХ ШВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Тарасов С.Ю.^{1,2}, Рубцов В.Е.², Колубаев Е.А.^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

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

tsy@ispms.ru, rvy@ispms.ru, eak@ispms.ru

Использование технологии сварки трением с перемешиванием (СТП) актуально для многих областей машиностроения в связи с простотой процесса, отсутствием перегрева металла до температуры плавления и формирования дендритной структуры после затвердевания, кроме того уменьшается вредное влияние зоны термического влияния. Широкое применение это метод сварки в мире нашел для сплавов на основе алюминия. Как уже сказано, механизм формирования шва при сварке трением с перемешиванием имеет свои особенности и существенные отличия от традиционных методов сварки плавлением, поэтому образующиеся дефекты также являются специфическими, присущими только этому методу сварки. Тем не менее, судя по имеющимся литературным данным, все методы контроля, использующиеся для традиционной сварки могут быть применены и к СТП, но с учетом особенностей получаемых при этом дефектов. К особенностям дефектов следует отнести их малый размер, а также специфичная форма и место расположения, которая затрудняет их обнаружение каким-либо одним методом.

Целью работы было связать радиографически наблюдаемые и реальные форму и размеры СТП дефектов. С этой целью были получены образцы сварных швов на алюминиевом сплаве при различных сочетаниях таких параметров процесса как частота вращения инструмента и продольная подача, проведено их радиографическое и металлографическое исследование. В качестве материала для сварки трением с перемешиванием применяли пластины толщиной 5 мм из термически неупрочняемого деформируемого сплава АМг5М в отожженном состоянии.

Сварные соединения, полученные по штатному режиму характеризовались отсутствием дефектов в виде несплошностей, металлографически были обнаружены дефекты типа стыковых линий, поскольку кромки свариваемых листов не подвергались механической обработке для снятия оксидного слоя.

Использование режима сварки с пониженной, по сравнению со штатным частотой вращения инструмента не привело к формированию сколько-нибудь заметного количества дефектов типа пор.

Значительное увеличение скорости продольной подачи инструмента (скорости поступательного движения инструмента вдоль шва) приводит к формированию периодически расположенных по длине шва пустот. Распределение дефектов по размерам показывает, что основное количество дефектов имеет размер 0,4-0,6 мм.

Оценка реальных размеров и форм найденных несплошностей была проведена методом последовательного послойного шлифования металла в плоскости шва с поверхности. Сравнивая размеры выявленных дефектов с размерами их радиографических изображений можно сделать вывод о их хорошем соответствии

Использование рентгентелевизионного комплекса ФИЛИН 10 для радиографического обнаружения дефектов СТП шва позволило уверенно определить размеры дефектов типа пустот и их расположение относительно оси шва. Результаты прямых металлографических наблюдений полученных дефектов подтверждают результаты радиографии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0063) в рамках реализации Постановления Правительства РФ № 218.

НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ ДЕФЕКТОВ В СВАРНЫХ ШВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Рубцов В.Е.¹, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Колубаев Е.А.^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

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

rvy@ispms.ru, tsy@ispms.ru, eak@ispms.ru

В работе предпринята попытка изучения возможностей различных методов неразрушающей дефектоскопии для сварных швов, полученных методом сварки трением с перемешиванием на алюминиевых сплавах. В связи с этим, применяли методы неразрушающего контроля такие как ультразвуковая ФАР дефектоскопия, вихретоковый метод и тепловизионный контроль в ходе сварки, а также металлографические исследования полученных структур. В результате были получены данные о типах дефектов и местах их залегания, которые выявляются отдельными методами. Проведено сравнение результатов по применяемым методам, которое подтверждает вывод о необходимости использования комплексного подхода к дефектоскопии СТП соединений.

Целью данной работы является оценка и сравнение возможностей современных методов неразрушающего контроля сварных соединений для дефектоскопии СТП швов.

Объектом исследований являлось сварное соединение двух пластин из термически неупрочняемого деформируемого сплава АМг5М в отожженном состоянии, выполненное сваркой трением с перемешиванием. Стыковые сварные пробы из листовых полуфабрикатов изготавливали на станции автоматической сварки листов из алюминиевых сплавов ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель». Толщина свариваемых пластин составляла 5 мм, ширина образца w после сварки ≈ 185 мм, ширина сварного шва L_w - 19 мм. Длина сварных соединений, полученных при разных режимах сварки, в среднем составляла ≈ 500 мм.

Полученные в работе данные показывают, что наиболее надежным методом, примененным в данной работе для обнаружения дефектов тех типов (за исключением линии стыка), которые присутствовали в исследуемых образцах является ультразвуковой метод с применением фазированной антенной решетки. Он позволил обнаружить поры размером около 200 мкм, и трещины с небольшим раскрытием. Применение фазированной решетки позволяет непосредственно видеть место расположения дефекта на предварительно заданной маске сварного шва и судить о его размере по амплитуде отраженного сигнала.

Результаты тепловизионного контроля позволяют говорить о хороших перспективах его применения качестве первичного метода обнаружения критических дефектов в процессе мониторинга процесса сварки методом

СТП. По нашему мнению, для более точной идентификации дефектов необходимо увеличение разрешающей способности тепловизионной съемки, а также дальнейшее совершенствование процесса обработки данных.

По сравнению с методами описанными выше, вихретоковый контроль позволяет обнаруживать дефекты только на поверхности и в непосредственной близости от нее. В случае фрезерованного образца, проявление дефекта в виде продольной трещины по корню шва вихретоковым скане не совпадает с УЗ-дефектограммой..

В целом, полученные в работе результаты показывают, что комплексный подход, применяемый в данной работе, может быть рекомендован для повышения достоверности обнаружения дефектов, получаемых при сварке трением с перемешиванием.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0063) в рамках реализации Постановления Правительства РФ № 218.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ВРЕМЕННЫХ И АМПЛИТУДНЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ПОРИСТОГО ЖЕЛЕЗА

Лепендин А.А., Егоров А.В., Поляков В.В.

*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
andrey.lependin@gmail.com*

Развитие современных методов неразрушающего контроля материалов с неоднородным строением на основе регистрации и обработки сигналов акустической эмиссии (АЭ) является актуальной задачей современной прикладной науки. Присутствие в материале комплекса одновременно действующих на многих масштабах источников акустического излучения существенно затрудняет анализ АЭ-сигналов. Необходимы новые подходы к выявлению отдельных независимых компонент из потока актов акустической эмиссии. Данная работа посвящена развитию одного из подобных подходов, заключающемуся во введении новых характеристик АЭ, более полно отражающих картину поведения ансамблей источников. Многомасштабность процессов деформирования и разрушения естественным образом приводит к идее введения параметров АЭ, отражающих эту особенность. Наличие разных пространственных масштабов приводит к использованию амплитудных распределений импульсов АЭ, а коррелированность их друг с другом – к применению распределений времен между соседними импульсами АЭ.

В качестве материала с неоднородным строением рассматривалось пористое порошковое железо, с пористостью в диапазоне 5-25%. Для него характерны, по меньшей мере, два механизма появления акустических

импульсов – пластическая деформация компактных участков материала и рост трещинного кластера. Одноосное растяжение образцов проводилось с постоянной скоростью нагружения, при этом фиксировались сигнал АЭ и деформация. После предварительной обработки, заключающейся в выделении отдельных импульсов методом детектирования, строились искомые распределения.

Было показано, что во всем диапазоне пористостей импульсы АЭ подчиняются схожим закономерностям. Амплитудные распределения носили характер степенных, с двумя диапазонами низко- и высокоамплитудных импульсов, соответствующих основным механизмам деформирования и разрушения материала. Для пластической деформации были характерны низкоэнергетичные, слабо дифференцирующиеся, а для роста и объединения трещин – высокоамплитудные, хорошо выделенные импульсы.

Далее АЭ события рассматривались как два одновременно регистрируемых потока, для которых строились распределения межимпульсных интервалов и накопление актов АЭ. Первые также носили степенной характер с существенно меняющимися показателями скейлинга при изменении пористости. При пористостях вблизи порога перколяции происходило резкое изменение показателей, видимо, связанное с перестройкой топологической структуры материала. Зависимость накопленной акустической эмиссии имела сложный вид, состоящий из нескольких участков экспоненциального роста с разным характерным временем. Накопление импульсов высокоамплитудного типа начиналось в низкопористых образцах не одновременно с включением первого механизма, что соответствовало позднему «включению» роста трещинного кластера. Время первого их появления от начала нагружения при подходе к порогу перколяции уменьшалось – импульсы обоих типов начинали появляться практически одновременно.

Таким образом, применение на модельном пористом материале развитого подхода позволило выделить отдельные компоненты акустико-эмиссионного потока. Предложенные характеристики АЭ могут быть использованы при анализе физико-механического поведения и для развития методов контроля структурно-неоднородных материалов.

НЕРАЗРУШАЮЩИЙ ЭКСПРЕСС-КОНТРОЛЬ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ

Седов А.В., Липкин М.С., Липкин С.М., Онышко Д.А., Лыткин Н.А.,
Рарова Н.В.

*Южно-Российский государственный политехнический университет, Новочеркасск, Россия,
Южный научный центр РАН, Ростов-на-Дону, Россия
commondore.ne@gmail.com*

Разработка новых, простых и экспрессных методов контроля содержания углерода в сталях и сплавах является актуальной задачей для многих отраслей современного производства. Перспективным решением этих задач является применение методов локального электрохимического анализа, основанных на процессах анодного окисления в концентрированных щелочных электролитах [1]. В этих процессах происходит селективное окисление углерода, которое выражается в появлении горизонтального участка на анодных хронопотенциограммах. Продолжительность этого участка обнаруживает пропорциональность содержанию углерода в образце. Однако, многовариантность фазового состояния углерода в системе приводит к неоднозначностям одномерных калибровочных зависимостей, что связано также с образованием в реакционном слое анализируемого электрода неравновесных точечных структурных вакансий. Вследствие этого реакционный слой исследуемого материала становится нелинейной самоорганизующейся системой с множественными стационарными состояниями. Перспективным способом нормализации динамики реакционного является применение адаптивно изменяемых режимов поляризации.

Для осуществления коррекции была предложена система, включающая в себя микропроцессорную систему, обеспечивающую пропускание стабилизированного тока через электрохимическую ячейку, а также контур обратной связи, в котором определяется величина коррекции тока:

$$\Delta I = k_e \cdot r \cdot I^0, \quad (1)$$

где r - коэффициент реакции системы (глубина обратной связи), k_e - угловой коэффициент парной линейной регрессии значений потенциала, $\tilde{E}$, и соответствующих значений времени за период временного окна коррекции, T : $e_i = k_e t + E_0$.

Данный подход основан на том, что при окончании растворения того или иного компонента на хронопотенциограмме сплава наблюдается участок быстрого изменения напряжения, однако скорость этого изменения достаточно сильно подвержена помехам. Применение же коррекции позволяет адаптивно изменить величину зондирующего тока в

момент окончания осаждения компонента сплава, тем самым компенсируя различие внутренних параметров процесса.

На основании описанного режима поляризации была построена система экспресс-идентификации содержания углерода в конструкционных сталях. В ходе проверки эффективности системы была использована контрольная выборка из 7 образцов сталей с различным содержанием углерода. На образцах контрольной выборки были получены 70 хронопотенциограмм, к которым был применен алгоритм экспресс-идентификации [2], заключающийся в переходе к признаковому пространству при помощи декомпозиционного метода моделирования и последовательной кластеризации полученных образов методом k-средних с целью получения групп образов хронопотенциограмм с близкими значениями содержания углерода. Настроенный алгоритм был применен к тестовой выборке, включающей 4 образца из контрольной выборки и 3 образца, не входивших в нее. По итогам проверки эффективность системы экспресс-идентификации содержания углерода с адаптивной коррекцией величины зондирующего тока составила 92 %. Полученное значение позволяет считать предложенные режим поляризации и алгоритм обработки эффективными для экспресс-идентификации содержания углерода.

Полученная эффективность адаптивного режима поляризации и алгоритма обработки получаемых экспериментальных данных делает систему, основанную на указанных режиме и алгоритме, перспективной с точки зрения практического применения, например, при сортировке исходного сырья металлургического производства. Указанная эффективность была достигнута за счет снижения собственной дисперсии получаемых хронопотенциограмм, что свидетельствует об унификации протекания используемого химического процесса, а, следовательно, о возможности управлять протеканием сложных химических процессов при помощи адаптивных режимов поляризации.

Литература:

1. Патент 2315990 RU, МПК G01N27/48 Способ электрохимической идентификации вида и количественного содержания оксидных, сульфидных и углеродных включений в металлокомпозиционные системы. – Заявл. 24.08.2006; опубл. 27.01.2008, Бюл. № 3 / Липкин М.С., Шишка В.Г., Пожидаева С.А., Липкин С.М., Липкина Т.В.
2. Липкин М.С. Математические модели адаптивных динамических систем экспресс-классификации металлов и сплавов / Липкин М.С., Седов А.В., Онышко Д.А., Липкин В.М., Липкин С.М. // Известия Санкт-Петербургского государственного электротехнического университета ЛЭТИ - 2011. - № 7. - с. 61-65.

**POROSITY AND BIOCOMPATIBILITY STUDY
OF ZrO₂- AND Al₂O₃- BASED CERAMIC IMPLANTS**

Litvinova L.¹, Shusharina N.¹, Shupletsova V.¹, Leitsin V.¹,
Kulkov S.², Vasyliov R.^{3,4}, Zubov D.^{3,4}

¹*Immanuel Kant Baltic Federal University, Innovation Park, Kaliningrad, Russia,*

²*Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS, Tomsk, Russia*

³*State Institute of Genetic and Regenerative Medicine, NAMS of Ukraine,
Cell and Tissue Technologies, Kiev, Ukraine*

⁴*Biotechnology laboratory ilaya regeneration, Medical company ilaya®, Kiev, Ukraine
larisalitvinova@yandex.ru*

An actual problem is the development of bone implants for traumatology and orthopedics. Bone implants must possess certain physical properties and be biocompatible. Promising material for these purposes is a porous ceramic. The aim of the study was to determine some physical properties and to obtain preliminary results on biocompatibility of ceramic implants.

Samples for experiments were fabricated from a highly porous oxide ceramic using slip casting and pressing methods with subsequent sintering and annealing. Casting was performed using a high-pressure die casting machine, using a slurry consisting of corundum or zirconium dioxide fine powder mixed with a paraffin binder with 13.5–14.0% mass fraction at a temperature of ~70–75°C. Slip under the pressure of ~2 MPa was cast in a die set. The green samples were placed in an annealing oven for plasticizer-porogen annealing. Then, resulting porous corundum and zirconium dioxide samples were sintered at a temperature of 1300–1450°C. Physical properties of ceramic implants were examined by the following methods: auger electron spectroscopy (AES) for chemical composition; energy dispersive analysis (EDS) for elemental composition; and Raman spectroscopy for phase composition. To assess the acute cytotoxicity and cell viability, the FDA test and PI staining have been performed. Briefly, 10⁵ of human adipose-derived MSCs were seeded on a surface of implants and cultured for 24h, 48h and 7 days in DMEM:F12 supplemented with 10% FBS and incubated with use of integrated continuous live cell imaging and analysis platform Cell IQ® v2 MLF (“CM Technologies”). After incubation the cell viability were assessed with FDA/PI staining method. After incubation in a darkness, implants were rinsed twice in PBS. While still immersed in PBS, the implants were subjected to fluorescence microscopy with use of the inverted fluorescent microscope Axio Observer A1 (“Carl Zeiss”). MSCs osteogenic differentiation assay has been also performed on implant surface within 14 days with subsequent assessment of the alkaline phosphatase activity using BCIP/NBT substratum (“Sigma-Aldrich”).

The purpose of the ceramic implant manufacturing was to achieve a bone-like structure. Such a structure provides the increased mechanical and fatigue characteristics. Comparing assay of the obtained Raman spectrum and database spectrum showed that the ZrO₂ sample contained two crystalline phases:

monoclinic and tetragonal. After implant incubation with FDA/PI all samples showed the viable cells. A green colour of the cells due to FDA staining reflects their viability, a red colour lack (despite PI staining) indicates the absence of dead cells. Also MSCs cultured on implant surfaces were capable to directed differentiation in the osteoblasts that is confirmed with alkaline phosphatase positive staining - an early and crucial marker of MSCs osteogenic differentiation.

The claimed element composition of the ceramic samples was confirmed. The presence of two crystalline phases – the monoclinic and tetragonal – was shown. Implants do not have a cytotoxic effect on MSCs, they support cell adhesion and spreading, and do not prevent the MCSs directed osteogenic differentiation.

ВЛИЯНИЕ ТВЕРДОГО ПРОМЕЖУТОЧНОГО ПОДСЛОЯ НА ХАРАКТЕР КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ И ИЗНАШИВАНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ЗОЛОТА

Лязгин А.О., Шугуров А.Р., Панин А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
lyazgin@list.ru*

Электролитические покрытия на основе золота широко используются в электронной промышленности при изготовлении электрических контактов, соединителей и т.п. Поскольку покрытия из чистого золота, как правило, не обладают высокими твердостью и износостойкостью, то наиболее широкое распространение получили покрытия Au-Ni и Au-Co с малым содержанием (<1%) легирующего компонента. Для повышения их износостойкости и механических свойств между покрытием и подложкой наносится твердый промежуточный подслоя. Данный подслей должен обеспечивать высокую адгезионную прочность покрытия и предотвращать взаимную диффузию материалов покрытия и подложки. При этом физико-механические свойства материала подслоя оказывают существенное влияние на характер трения и износа покрытий, особенно когда покрытие является достаточно тонким. Целью данной работы являлось исследование влияния материала промежуточного подслоя (Ni и NiB) на деформацию и износ покрытий Au-Ni, полученных электролитическим осаждением.

В работе исследованы гальванические покрытия Au-Ni, осажденные на подложки из бериллиевой бронзы БрБ2 с промежуточным подслоем Ni и NiB. Трибологические исследования выполняли с помощью нанотестера NanoTest методом многопроходного царапания и на универсальной машине трения УМТ в условиях сухого трения с контртелом в виде шарика, изготовленного из стали ШХ15. Анализ топографии поверхностей

трения покрытий проводили с использованием атомно-силовой и растровой электронной микроскопии.

При рассмотрении начального момента взаимодействия контртела и покрытия Au-Ni, когда к ним прикладывается только нормальная сжимающая нагрузка, показано, что в отсутствие твердого подслоя максимальные сжимающие напряжения в центре области вдавливания контртела в покрытие приводят к зарождению внутри подложки пластической деформации, в то время как покрытие деформируется упруго. Нанесение твердого подслоя (Ni и NiB) приводит к смещению области пластической деформации внутрь покрытия. При этом максимальные напряжения в центре области вдавливания увеличиваются в 1,5 раза. В результате в покрытии, нанесенном на твердый подслон, еще до начала перемещения контртела развивается стесненная пластическая деформация. После начала движения контртела по поверхности покрытия возникающее сочетание нормальной и тангенциальной нагрузок приводит к пластическому пропахиванию покрытия с образованием на его поверхности бороздчатого рельефа.

Данный процесс детально исследован с помощью многопроходного царапания покрытий коническим индентором. Установлено, что более твердый подслон NiB (6,7 ГПа) обеспечивает меньшую глубину царапин на поверхности покрытий Au-Ni, чем подслон Ni (3,4 ГПа). Это обусловлено локализацией деформации внутри покрытия, нанесенного на подслон NiB, которая приводит к его интенсивному деформационному упрочнению. Исследования показали, что твердость покрытия Au-Ni с подслоем NiB в области дорожки трения возрастает на 20% по сравнению с твердостью исходного покрытия. Это вызывает снижение интенсивности абразивного износа покрытия. Кроме того подслоем NiB обеспечивает более высокую адгезионную прочность покрытия с подложкой, по сравнению с подслоем Ni. В результате линейный износ покрытия с подслоем NiB оказывается на 15% меньше, чем у покрытия с подслоем Ni.

НЕРАЗРУШАЮЩЕЕ ИЗУЧЕНИЕ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ ОДНОМЕРНЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ВЕЩЕСТВА РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННЫМ МЕТОДОМ

Миронов Ю.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

myr@ispms.tsc.ru

Основная часть рентгенодифракционных методик подразумевает получение усреднённой информации о структуре фаз находящихся в эффективно отражающем объёме образца. Этот объём обычно имеет размеры по длине и ширине в несколько миллиметров и от одного до сотен микрон (в зависимости от величины поглощения материалом излучения

данной длины волны) по толщине вглубь образца. При необходимости локализации получаемой информации от конкретных областей образца применяют коллимацию падающего рентгеновского луча в сочетании с изменением его положения на поверхности образца. С другой стороны большинство термообработок металлических изделий, а также широко развиваемые в настоящее время, методы поверхностной модификации материалов создают в приповерхностном слое образца неоднородную структуру с градиентом физических характеристик вдоль нормали к плоскости поверхности. При этом, если толщина градиентного слоя соизмерима с толщиной эффективного рентгеноотражающего слоя, то такой объект можно изучать неразрушающим методом. В этом случае требуется восстановление координатных зависимостей структурно-фазовых характеристик вглубь образца из набора их усреднённых значений для различных толщин отражающего слоя, полученных в рентгенодифракционных экспериментах. В свою очередь, толщина эффективно отражающего слоя образца изменяется посредством выбора длины волны рентгеновского излучения и геометрической схемы съёмки.

Цель работы: адаптировать существующие методики РСА качественного фазового анализа и определения упругих искажений кристаллических решёток для образцов, имеющих одномерную неоднородности вдоль нормали к плоскости поверхности протяжённостью от долей микрона до сотен микрон.

В работе приведены расчёты толщин эффективно отражающего слоя образца для нескольких веществ, интерметаллидов, химических соединений и наиболее употребительных характеристических длин волн анодов рентгеновских трубок. Обращено внимание на то, что в процессе съёмки по симметричной схеме отражения, толщина эффективно отражающего слоя образца может измениться в несколько раз. Проведены модельные эксперименты на микронных фольгах и субмикронных покрытиях, показавшие эффективность расчётов. Установлено, что используя метод асимметричных съёмок, возможно изменять толщину эффективно отражающего поверхностного слоя на 2 порядка при использовании фиксированной длины волны рентгеновского излучения и ещё на 1÷2 порядка при использовании двух излучений: минимальной и максимальной проникающей способности. Показано каким образом, изменяя геометрические параметры съёмки, сохранять постоянной толщину эффективно отражающего слоя образца, с тем чтобы не нарушать соотношения фаз в процессе её проведения.

На имеющемся в ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия) проведены съёмки по схеме скользящего падения, которые позволили получать дифрактограммы удовлетворительного качества при толщине эффективно отражающего

поверхностного слоя около 0.1 мкм, для образца подвергнутого облучению импульсным сильноточным электронным пучком. Реализована методика получения распределений по глубине в диапазоне 0,1÷15 мкм соотношения фаз и величин искажений решётки В2, связанных с напряжениями 1-го рода.

Работа выполнена по проекту СО РАН III.23.2.1.

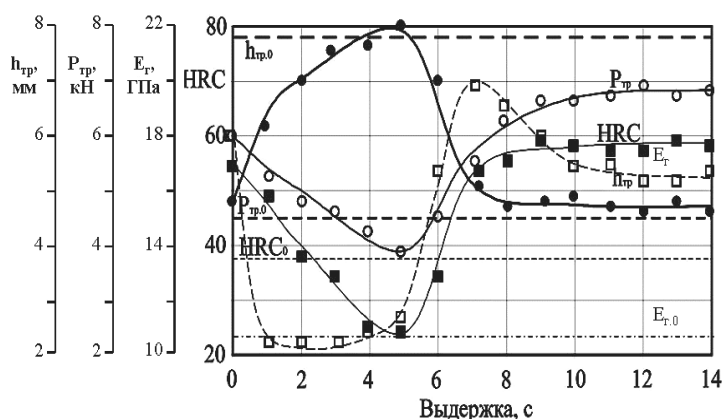
УПРАВЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ СТАЛЕЙ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕМ ИХ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Муравьёв В.И., Фролов А.В.

Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, Россия
Ktsp@knastu.ru

Цель работы заключается в исследовании возможности формирования требуемой дефектной структуры машиностроительных сталей и сплавов, обеспечивающей их необходимые механические свойства на каждом этапе технологического цикла изготовления конструкций, с помощью специальных режимов термической обработки материалов.

В работе исследовано влияние длительности изотермической выдержки при повторной аустенизации предварительно закалённых сталей на их прочностные и пластические свойства. Результаты теоретических расчётов и экспериментальных данных (см. рис.) выявляют возможность управления свойствами сталей в широких пределах. Так изотермические выдержки длительностью ~ 1 с, соответствующие началу стадии аустенитного превращения, обеспечивают оптимальное сочетание прочностно - пластических характеристик готовых изделий – повышение пластичности на 23% при незначительном снижении прочности. Максимальные пластические



Влияние длительности изотермической выдержки при повторной аустенизации закалённой стали 30ХГСА (толщиной 1 мм) с быстрым нагревом и последующим охлаждением в воде на механические свойства стали: E_t – условный потенциал Гиббса; $P_{тр}$ и $h_{тр}$ – нагрузка и деформация при образовании трещины во время испытаний на сплющивание трубных образцов.

характеристик готовых изделий – повышение пластичности на 23% при незначительном снижении прочности. Максимальные пластические

характеристики обеспечиваются при изотермической выдержке 5 с, соответствующей началу стадии аустенитного превращения. Максимальная прочность при сохранении пластичности достигается при изотермической выдержке ~10 ... 15 с.

Для эффективного практического применения выявленных закономерностей необходимо точное определение температурно-временных условий, соответствующих интересующим стадиям фазового превращения. При этом мониторинг фазовых переходов необходимо осуществлять непосредственно в заготовке в процессе её термической обработки. При разработке методов контроля кинетики фазовых превращений авторами был взят за основу метод, основанный на анализе сигналов акустической эмиссии, излучаемых материалом во время его термической обработки (нагрева, изотермической выдержки и охлаждения). Результаты теоретического изучения и экспериментального исследования особенностей акустико-эмиссионных сигналов на разных стадиях полиморфного перехода показывают, что разные структурные составляющие излучают акустико-эмиссионные сигналы с характерными спектрами и энергетическими характеристиками, что позволяет использовать метод акустической эмиссии для оперативного контроля кинетики фазовых переходов.

Таким образом, управление структурой и свойствами конструкционных сталей на границе фазовых переходов с использованием метода акустической эмиссии представляется перспективным направлением на пути повышения эффективности операций термической обработки машиностроительных сплавов.

СТРУКТУРА РОСТА И ДЕФОРМАЦИИ ГРАДИЕНТНЫХ И ГРАДИЕНТНО-СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TI-AL-SI-CU-N.

Овчинников С.В., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П.

*Институт Физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
ovm@spti.tsu.ru, korotaev@phys.tsu.ru, pinzhin@phys.tsu.ru*

Одним из перспективных направлений синтеза функциональных покрытий, например износостойких и защитных покрытий режущего инструмента, является создание градиентных по составу композиций. Исследования закономерностей формирования структурно-фазового и упруго-напряжённого состояния таких композиций на основе вариации состава и условий осаждения позволяют как сформировать многофазную систему, так и целенаправленно менять величины параметров структурного состояния по толщине покрытия, регулируя эффективность его функциональных слоёв. В этой связи, также как и ввиду широкого

использования близких по составу однослойных покрытий, в качестве соответствующей отмеченным возможностям в данной работе использована система Ti-Al-Si-Cu-N, изменения структуры градиентных (градиент по толщине концентраций Al, Si, Cu) покрытий которой возможно в диапазоне состояний от субмикро- до нанокристаллического и аморфного.

Осаждение градиентного покрытия с высокими концентрациями Al и Si (15 и 9 ат. % соответственно) и увеличением к поверхности покрытия концентрации Cu до 13 ат. % обуславливает формирование нанозёрненной структуры от азотированного подслоя при размерах кристаллов в диапазоне от 2-3 до 7 нм. Рост концентрации меди сопровождается незначительным уменьшением среднего размера кристаллов (с 5 до 4 нм), увеличением изгиба-кручения кристаллической решётки и упругих напряжений в отдельных кристаллах от $\sim E/50$ до $\sim E/30$ (средние значения, E – модуль Юнга) и падением периода решётки легированного нитрида на ~ 0.5 %. В скрэтч тестах и при индентировании показано формирование тонких (20-30 нм) полос локализации деформации градиентных нанокристаллических покрытий с ростом размеров (в 3-4 раза) нанокристаллов в полосах. Преимущественными местами развития указанных полос являются зоны деформации и разрушения подложки (подслоя) и поверхностные концентраторы напряжений (например, область вершины отпечатка индентирования). Выявлено хрупкое разрушение градиентно-слоистых нанокристаллических покрытий с формированием грубых радиальных (нормальных поверхности нагружения) трещин по всей толщине покрытия, которые, при исключении его отслоения, определяют деформацию покрытия соответственно форме скрэтч или трибо-трэка.

Установлено, что изменение энергии ионной активации роста покрытий в диапазоне до 300 эВ, во-первых, определяет селективное распыление легирующих элементов с обеднением покрытия кремнием, что позволяет регулировать размеры зёрен столбчатой субмикрокристаллической структуры и обеспечить её плавный переход в нанокристаллическую структуру; во-вторых, приводит к формированию слоистой структуры в субмикрокристаллической области покрытия. Деформация и разрушение градиентно-слоистых покрытий с комбинированной структурой имеют квазипериодический характер в скрэтч и трибологических тестах, выражающийся в формировании в покрытии на металлической подложке гофрированного рельефа (триботрэк) и регулярных трещин (трибо и скрэтч трэки), тогда как на подложке из твёрдого сплава обнаруживаются только трещины. Показано, что границы раздела слоевой структуры и нанокристаллический поверхностный слой являются местами преимущественного торможения радиальных трещин вдоль границ столбчатых кристаллов и распространения наклонных трещин, интенсивное ветвление которых наблюдается в нанокристаллическом слое. На основе этих данных

обсуждаются возможные причинные связи элементного состава, параметров кристаллической решетки и дефектной структуры покрытия.

Работа выполнена в рамках госбюджетной программы «III.23.2. Многоуровневый подход к разработке и созданию материалов и композиций различного назначения, в том числе с низкоразмерной структурой» ИФПМ СО РАН, при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-08-00502 и программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета.

VIBRON TRANSPORT IN MACROMOLECULAR CHAINS

Cevizovic D.¹, Ivic Z.¹, Galovic S.¹, Chizhov A.², Reshetnyak A.³

¹*University of Belgrade, Institute of Nuclear Sciences “Vinca”, Beograd, Serbia,*

²*Joint Institute for Nuclear Research, Bogoliubov Laboratory of Theoretical Physics, Dubna, Russia,*

³*Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS, Tomsk, Russia*

cevizd@vin.bg.ac.rs, chizhov@theor.jinr.ru, reshet@ispms.tsc.ru

According to recent research devoted to a way of a transport of energy in biological macromolecular chains it is argued that a vibron self-trapping in protein-like macromolecules and other biological macromolecular chains, results in creation of partially dressed, rather than fully dressed small polaron state [1-3]. As a consequence, the properties of formed quasiparticle state are very different as compared with the ones of the bare vibron excitation or fully dressed small polaron state. In fact, it was found that there exist such values of the system parameters for which the quasiparticle state abruptly changes from weakly dressed to heavy dressed (by means of phonons), practically localized vibron state. This issue has explicit relation, in particular, to the quasiparticle mobility, excitation lifetime and to optical IR absorption spectra. It also was found that the critical values of the system parameters depend on temperature values and for typical protein macromolecules with alpha helicoidally secondary structure [3] may belong to low and room temperature intervals. The results, obtained by the usage of the partial dressing method are very interesting, because can contribute to a better understanding of the process of energy and charge transport in the macromolecular chains, especially in the temperature range in which these macromolecules are functioning in living cells. Additionally, the usage of the partial dressing model is promising tool for the description of the charge and the energy transport in such structures, that may be regarded as a systems which consists of several (or great number) of coupled macromolecular chains, as protein macromolecules or polymers. In such structures, the quasiparticle delocalization between two neighboring chains may be quite different in comparison with its delocalization along the (one) chain.

In this talk we present the results of our study developing our results in [3] of the temperature dependence of the mobility of the partially dressed vibron excitation states in macromolecular chains, for various values of the basic

system parameters. As a theoretical basis, we used Holstein molecular crystal Hamiltonian, and take into account the vibron interaction with optical phonon modes. We supposed that quasiparticle motion takes place via a succession of random site-jumps, in each of which the quasiparticle hops to a first neighbor site of the macromolecular chain. In order to calculate the temperature dependence of the quasiparticle properties, we used a simple mean-field procedure, and system free energy estimated by the usage of the Bogoliubov inequality. By applying the described procedure, we found that quasiparticle mobility abruptly changes its behavior. The temperature dependence of the critical values of the system parameters is investigated. Obtained results are discussed.

We suppose to extend the results of this study of vibron transport from single protein-like macromolecule chain, both to 3D bundle(s) of such macromolecules chains considering it as polymer nanorod(s) and to 2D polymer film(s) organized from such macromolecules.

References:

1. P. Hamm, G. Tsironis, Eur. Phys. J. Spec. Top, **147** (2007) 303; P. Hamm, G. Tsironis, Phys. Rev. B, **78** (2008) 092301;
2. D. Čevizović, S. Galović, Z. Ivić, Phys. Rev. E **84** (2011) 011920;
3. D. Čevizović, S. Galović, A. Reshetnyak, Z. Ivić, Chin. Phys. B **22** (2013) 060501

ULTRATHIN FILMS OF NICKEL ON THE CU(100) SURFACE: ATOMIC STRUCTURE AND PHONONS

Rusina G.G.^{1,2}, Borisova S.D.^{1,2}, Chulkov E.V.³

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS, Tomsk, Russia*

²*National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia*

³*Dpto. de Física de Materials, Facultad de Química, Universidad del País Vasco,
San Sebastian, Spain
rusina@ispms.tsc.ru*

In this report we present detailed calculation of atomic relaxation and phonons of the thin film of nickel on the initial stage of growth at Cu (100) surface. Lattice dynamical slab calculations were performed using the embedded atom method [1] and with charge densities of free atoms obtained in local density approximation [2]. The method parameters were determined by fitting the experimental values of the lattice parameters, elastic constants and vacancy formation energies of the pure metals and the heat solution of a Ni-Cu alloy.

The calculations were carried out using two-dimensional periodic slab with thickness 30 layers, perpendicular to the [001] direction. The film thickness of the nickel was varied from 0.5 up to 10 monolayers (ML). Equilibrium position of substrate atoms and adatoms (relaxed geometry) was obtained by minimizing the total energy with respect to interlayer spacings.

For clean Cu(100) surface the gap and resonance vibration states are observed along with all symmetry directions. Calculated frequency values of the Rayleigh mode at the symmetry points are in good agreement with available experimental data. For surface covered by Ni layers was found that adsorption brings about radical change of a character of the surface vibrational modes. In particular new surface states generated by nickel layers appear above the bulk states of copper. Changes are observed for resonance surface states and for surface states localized in the energy gap.

References:

1. S.M. Foiles, M. I. Baskes, and M.S. Daw, Phys. Rev. B 33, 7983 (1986)
2. W. Kohn and L.J. Sham, Phys. Rev A, 140, 1133 (1965)

АКУСТИЧЕСКОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЛОКАЛИЗОВАННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ ЭЛЕКТРОСВАРКЕ В МОСТОВЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЯХ

Семухин Б.С.^{1,2}, Музалев В.Н.²

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

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
bss@ispms.tsc.ru, UNMuzalev@mail.ru*

При электросварке металлов и сплавов происходят сложные физико-химические процессы, чем и обуславливается сложный характер остаточных напряжений, возникающих в этом случае. В непосредственной близости возле шва в результате воздействия высоких температур возникают остаточные напряжения, в ряде случаев значительно превосходящие предел текучести материала.

Поскольку остаточные напряжения различных знаков оказывают существенно отличное влияние на прочность элементов конструкций (при суммировании остаточных напряжений с эксплуатационными напряжениями), то представляет существенный, если не основной, интерес исследование остаточных напряжений в той зоне возле шва, где эти напряжения изменяются и изменяют при этом знак, т.е. в зоне, где практически остаточные напряжения меньше предела текучести материала.

Для определения реального напряженного состояния главных металлических балок автодорожных мостов было проведено испытание главных балок Коммунального моста через р. Томь в г. Томске. Испытание проводили в середине пролета №8.

В качестве метода определения напряжений был выбран метод измерения малых изменений скорости распространения ультразвука. Определение напряжений акустическим методом проводили в тех же местах, что и измерения тензорезисторами

Выбросы значений напряжений по полученной эпюре соответствуют местам расположения горизонтальных рёбер жёсткости и продольного заводского сварного шва стенки и объясняются наличием остаточных сварочных напряжений, и тем, что рёбра жёсткости односторонние.

При испытаниях сварных балок под статической нагрузкой установлено, что стальные сварные балки обладают необходимой прочностью, однако распределение напряжений в них по поперечному сечению происходит неравномерно. В широких горизонтальных листах балок двутаврового профиля напряжения у оси больше, чем по кромкам. При наличии прерывистых поясных швов сечение балки не работает как одно целое. В зоне кромок вертикального листа наблюдается концентрация напряжений. При непрерывных швах она значительно меньше. Концентрация напряжений имеет место и в случае приложения к поясу балки сосредоточенной силы. Испытания показали, что применение накладок, приваренных к поясам угловыми швами, значительно снижает усталостную прочность конструкции. Наибольшей усталостной прочностью обладали балки без стыков и с косыми, механически обработанными стыковыми соединениями. Анализ работы сложнагруженных мостовых конструкций с применением современных методов акустического контроля позволил произвести мониторинг таких объектов в процессе эксплуатации, без остановки движения по мостовым переходам.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ ДЛЯ КОНТРОЛЯ ДЕФЕКТНОСТИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Фурса Т.В., Люкшин Б.А., Уцын Г.Е.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
Uge23@rambler.ru*

Целью работы является поиск новых информативных параметров неразрушающего контроля дефектности гетерогенных материалов по параметрам электромагнитного отклика на импульсное механическое возбуждение с использованием методов численного моделирования.

Для повышения точности разрабатываемых методов в рамках данной работы проведены теоретические исследования влияния дефектности гетерогенных материалов, содержащих пьезоэлектрические включения, на параметры электрического отклика при их упругом ударном возбуждении. Типичными представителями таких материалов являются бетоны и горные породы, содержащие включения природного кварца.

Использование соотношений классической электродинамики и механических соотношений, была разработана модель из акустоэлектрических преобразований в гетерогенных материалах,

содержащих пьезоэлектрические включения. В рамках этой модели был рассчитан ток смещения. Построенная модель позволяет не только смоделировать волновой процесс, но и получить электрический отклик.

Таким образом, ток смещения пропорционален скорости смещения источника механоэлектрических преобразований, его размеру и сложным образом зависит от геометрии расположения источника относительно электрического приемника. Полный ток смещения для пьезосодержащих гетерогенных материалов (например, бетонов), является геометрической суммой токов от большого количества источников равномерно распределенных по объему образца.

Анализ упругих процессов распределения волн в бетонном образце в случае импульсного механического возбуждения, осуществляется с помощью вычислительных средств механики сплошной среды. Численные расчеты проводились с использованием нецентральной разностной схемы второго порядка точности относительно пространства и времени. Правильность численных результатов оценивали по сходимости результатов в случае изменения параметров разностной сетки и вариации шагов по времени и по расчетам модели задач. Были проведены экспериментальные и теоретические исследования электрических откликов из однородных образцов бетона и образца с искусственными дефектами.

Хорошее соответствие характера изменения теоретических и экспериментальных данных при наличии в образце дефекта является свидетельством перспективности использования моделирования в задачах неразрушающего контроля. На основе полученных результатов могут быть развиты новые дополнительные возможности неразрушающего контроля дефектности путем решения обратных задач.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ni-Al

Федорищева М.В.¹, Сергеев В.П.^{1,2}, Калашников М.П.^{1,2},

Воронов А.В.¹, Божко И.А.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*
fmw@ispms.tsc.ru

Использование покрытий, состоящих из наноразмерных интерметаллидов весьма перспективно. Такие покрытия интенсивно защищают объемный материал благодаря высокой твердости, сопротивлению трению и износу и высокотемпературной стойкости. В наноструктурных состояниях интерметаллиды позволяют значительно улучшить механические свойства материалов. Таким образом, формирование наноинтерметаллидов в покрытиях металлических материалов может приводить к существенному упрочнению.

Интерес к интерметаллическим соединениям никеля с алюминием и, в особенности, к интерметаллиду Ni_3Al как к конструкционному материалу определяется аномальной температурной зависимостью их механических свойств. Это означает, что в определенном температурном интервале с ростом температуры механические свойства не уменьшаются, а наоборот возрастают. В чистых металлах сопротивление деформированию всегда убывает с ростом температуры. Интерметаллические соединения Ni_3Al и NiAl обладают уникальными свойствами и являются объектами многочисленных исследований. Они обладают высокой жаростойкостью, износостойкостью, сопротивлением окислению и представляются наиболее перспективными для получения тонких пленок методом магнетронного напыления.

Целью работы является изучение структурно-фазового состояния многослойных покрытий на основе системы Ni-Al , сформированных методом послойного магнетронного осаждения разнородных материалов разной толщины в пределах от 9 до 135 нм.

Осаждение покрытий на основе системы Ni-Al проводили на вакуумной установке типа «КВАНТ». Установка была оснащена двумя магнетронами с никелевой и алюминиевой мишенями и вакуумно-дуговым ионным источником с титановым катодом.

Структурно-фазовое состояние многослойных покрытий на основе системы Ni-Al исследовали методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 с автоматическим сканированием рентгеновского пучка в интервале углов 2θ - 165° в Co-K_α излучении, методом электронной микроскопии на приборе JEOM-2100.

Установлено, что основной фазой всех типов покрытий является фаза NiAl со сверхструктурой B2. В покрытии с минимальной толщиной слоев (9 нм), кроме моноалюминид никеля, обнаружена фаза NiAl_3 с орторомбической кристаллической решеткой. В покрытиях с толщиной слоев 35 и 135 нм появляются фазы Ni_2Al_3 с гексагональной кристаллической решеткой и твердый раствор алюминия в никеле.

Таким образом, методом магнетронного распыления получены многослойные наноструктурные покрытия, имеющие различное структурно-фазовое состояние, зависящее от толщины слоев в покрытии.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы

Структурные исследования проведены в центре коллективного пользования «Нанотест» ИФПМ СО РАН.

МЕХАНИЗМЫ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ТОНКИХ ПЛЕНКАХ И ПОКРЫТИЯХ

Шугуров А.Р., Панин А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

shugurov@ispms.tsc.ru

Механические напряжения являются одной из основных причин деформации и разрушения как тонких пленок, использующихся в различных электронных устройствах, так и функциональных покрытий, применяющихся для защиты деталей и механизмов, а также для повышения их прочности, термо- и износостойкости и др. При этом общий уровень напряжений в тонкопленочных структурах определяется изменениями структуры и состава пленок в процессе их роста, действием внешних сил, а также релаксацией напряжений. В данной работе представлены общие закономерности и отличительные особенности развития механических напряжений в тонких пленках и покрытиях в процессе их роста и при различных внешних воздействиях.

В процессе роста пленок и покрытий, который, как правило, происходит в высоконеравновесных условиях, в зависимости от параметров осаждения и свойств материалов пленки и подложки, в них могут возникать напряжения различного знака и величины. Сжимающие напряжения обычно являются результатом действия сил поверхностного натяжения, внедрения избыточных атомов на границах зерен и между ступенями на поверхности пленки, аннигиляции вакансий и т.д. Основными причинами развития растягивающих внутренних напряжений в поликристаллических пленках и покрытиях являются образование границ зерен, а также сокращение их доли в объеме пленки вследствие роста зерен. Эти процессы приводят к возникновению и перераспределению избыточного свободного объема, который образуется на границах зерен в процессе осаждения пленок.

Продемонстрированы основные механизмы релаксации механических напряжений, возникающих в тонкопленочных структурах в процессе их роста и под действием внешних сил. Показано, что механизмы деформации и разрушения тонкопленочных структур, вызванные внешними приложенными нагрузками (механическое растяжение, знакопеременный изгиб, трибологический контакт, термическое нагружение), аналогичны механизмам, развивающимся в процессе релаксации внутренних напряжений. Установлено, что основным механизмом релаксации сжимающих напряжений в пленках и покрытиях является их отслоение от подложки с изгибом отслоившихся участков. Отслоение происходит либо на свободных краях образца, либо в местах нарушения связи между пленкой и подложкой по границе раздела и в случае хрупких покрытий приводит к скалыванию их фрагментов на данных участках. В случае податливой подложки сжимающие напряжения могут также релаксировать посредством

когерентного гофрирования системы пленка/подложка. Конкурирующими механизмами релаксации растягивающих напряжений являются образование трещин нормального отрыва в пленке и формирование сдвиговых трещин на границе раздела пленка/подложка с отслоением и скалыванием пленки. Поэтому характер разрушения тонкопленочных структур под действием растягивающих напряжений определяется соотношением между пределом прочности пленки и предельной сдвиговой прочностью границы раздела. Показано, что управление эволюцией внутренних напряжений в тонкопленочных структурах обеспечивает эффективный способ создания материалов с улучшенными механическими и трибологическими свойствами.

Секция 6.
Высокоэнергетические воздействия

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ ОБРАЗЦА НА РЕЖИМЫ ПРЕВРАЩЕНИЯ, РЕАЛИЗУЮЩИЕСЯ ПРИ СОЕДИНЕНИИ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИНТЕЗА В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ

Алигожина К. А.¹, Князева А. Г.^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

kat.777@mail.ru, anna-knyazeva@mail.ru

В настоящее время имеется потребность в создании новых материалов, обладающих свойствами жаростойкости, износостойкости, прочности. Существует ряд методов получения подобных материалов, однако такие методы в большинстве своем требуют больших затрат энергии. Одной из наиболее экономичных технологий является сварка посредством самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-сварка). В основе СВС лежит принцип максимального использования химической энергии реагирующих веществ с целью получения неорганических веществ, материалов и изделий различного назначения, а также для оптимальной организации высокоэффективных технологических процессов. Поэтому СВС-процессы успешно конкурируют с традиционными энергоемкими технологиями.

Однако, наряду с вышеизложенными преимуществами, СВС-технологии характеризуются очень высокими скоростями прогрева, быстрым протеканием реакции и большими градиентами температур, что делает проблематичным контролирование этих процессов в условиях натурного эксперимента. Поэтому особое значение приобретает математическое моделирование.

Цель настоящей работы состоит в теоретическом исследовании процессов, сопровождающих образование соединительного шва в условиях соединения разнородных (обладающих различными теплофизическими свойствами) материалов.

Математическая модель, на основе которой проводится численное исследование режимов превращения в конденсированном веществе в щели между разнородными инертными материалами, представляет собой двумерную трехслойную сопряженную задачу теплопроводности с источником химического тепловыделения в промежуточной области. Химическая реакция описана простой суммарной схемой. На границах раздела материалов полагается справедливым условие идеального теплового контакта. Инициирование реакции осуществляется кратковременным тепловым импульсом с поверхности с формированием волны горения и её дальнейшим распространением по исходному веществу.

Задача исследуется численно с использованием неявной разностной схемы второго порядка точности по пространственным координатам и

метода по координатной прогонки. Граничные условия также аппроксимированы со вторым порядком. В зависимости от соотношения теплофизических свойств материалов, между которыми находится реагент, и самого реагента наблюдаются различные температурные профили, ширина зоны реакции, скорости распространения зоны превращения.

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛА ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ ИСТОЧНИКОМ ТЕПЛА

Анисимова М.А.¹, Князева А.Г.²

¹*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
anisimova_mawa@mail.ru, anna-knyazeva@mail.ru*

При обработке металла высокоэнергетическими источниками наблюдаются явления инициирования химических реакций и фазовых переходов. Особый интерес представляет процесс резки металлов, в которых химические превращения в зоне реза существенно влияют на результат. В процессе кислородной резки происходит интенсивное окисление металла струей кислорода с большим выделением тепла. Этот процесс основан на способности некоторых металлов сгорать при температуре ниже температуры их плавления. Структурные изменения и изменения химического состава металла в узкой зоне, прилегающей к кромке реза, связаны с физико-химическими, тепловыми и газомеханическими процессами, протекающими при кислородной резке. Все эти процессы взаимосвязаны и зависят от многих факторов, что затрудняет управление процессом резки и делает актуальным построение математической модели процесса. Целью работы является выявление основных параметров и закономерностей, оказывающих непосредственное влияние на результат.

В модели учтены следующие особенности процесса кислородной резки. Во-первых, нагрев металла осуществляется двумя источниками теплоты: внешним – подогревающим пламенем, и внутренним – спонтанно генерируемым в реакционной зоне в результате превращения в теплоту некоторого количества химической энергии реакций окисления. Во-вторых, в реакционной зоне происходит непрерывное удаление теплоносителей вследствие реакции плавления металла.

По результатам численного решения построено распределение температуры по поверхности разрезаемой детали, иллюстрирующее характерные перегибы в моменты подключения химического источника и фазового перехода. Модель позволяет оценить зону термического влияния и изучить некоторые режимы процесса резки.

В работе показано влияние внутреннего источника тепла и изменения толщины разрезаемой детали на неоднородность температурного поля. Установлены некоторые зависимости формы и глубины получаемого реза от параметров модели.

АНАЛИЗ СТАТИСТИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ ФРАГМЕНТОВ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Банникова И.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

malgacheva@icmm.ru, usv@icmm.ru, naimark@icmm.ru

Исследовалась статистика фрагментации тонких трубчатых образцов с геометрическим параметром $L = d/r_2$ меньшим единицы, где d – толщина трубки, r_2 – внутренний радиус трубки. Нагружение цилиндрических образцов проводилось на электровзрывной установке в дистиллированной воде ударной волной, инициируемой взрывом коаксиального проводника [1,2]. Процент массы собранных фрагментов от массы образца составлял ~ 98%. Распределения фрагментов по массе больше некоторого заданного $N(m)$ получены методами «взвешивания» и «фотографии» [2,3]. Распределения фрагментов $N(m)$ анализировались в зависимости от энергии нагружающего импульса (при анализе данных использовалась удельная энергия, так как высота образцов варьировалась). Точка перегиба полученных распределений сдвигалась в сторону меньших масштабов с увеличением энергии нагружения. На диаграмме $N(m)$ можно выделить две области, которые описываются двумя функциями распределений: мелкие (3D-фрагменты, $d^* < d$, где d^* – характерный размер фрагмента) – степенным законом распределения, фрагменты с прямоугольной геометрической формой (2D-объекты, $d^* = d$) – экспоненциальным законом распределения. Похожее «двойное» распределение наблюдалось в работе [4]. На основании дополнительного анализа статистики распределений $N(m)$ показано, что фрагменты («осколки») в окрестности точки перегиба $N(m)$ хорошо описываются логарифмическим законом с $R^2 \sim 0.99$. Рассмотрен случай, когда всё распределение фрагментов $N(m)$ можно описать одной функцией Вейбулла.

Работа выполнена при поддержке проектов РФФИ (№ 14-01-00842–А, № 14-01-96012-р_урал_а, № 14-01-96015 р_урал_а).

Литература:

1. Банникова И. А., Наймарк О.Б., Уваров С.В. Разработка методики по исследованию релаксационных свойств жидкостей с использованием электровзрывной установки. Сборник трудов международной конференции «XV Харитоновские тематические научные чтения». 2013. – С. 745–754 (в печати).
2. Банникова И. А., Наймарк О. Б., Уваров С. В. Исследование фрагментации трубчатых керамических образцов с использованием электровзрывной установки. Материалы международной конференции «Иерархически организованные системы живой и неживой природы» 9–13 сентября 2013, Томск, Россия. Томск: ИФПМ СО РАН. – С.206-209. (CD).

3. Irina Bannikova, Sergey Uvarov, Marina Davydova, Oleg Naimark. Study of ceramic tube fragmentation under shock wave loading. Proceedings of the International Conference 20th European Conference on Fracture «Fracture at all scales», 30 June – 4 July 2014, Trondheim, Norway. (in press).

4. Hiroaki Katsuragi, Satoshi Ihara, Haruo Honjo. Explosive Fragmentation of a Thin Ceramic Tube Using Pulsed Power. Physical Review Letters. 95, 095503, 2005. – P.1-4.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ, ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГЕОМАТЕРИАЛОВ НАНОСЕКУНДНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ ВЫСОКОГО НАПРЯЖЕНИЯ

Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Хабарова И.А., Копорулина Е.В.

Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия

bunin_i@mail.ru

В ИПКОН РАН установлено, что нетепловое воздействие мощных наносекундных электромагнитных импульсов (МЭМИ) на полупроводниковые сульфидные минералы вызывает контрастное изменение на микро- и наноструктурном уровне химического и фазового состава поверхности сульфидов с близкими физико-химическими свойствами (пирита-арсенопирита, пирротина-пентландита, халькопирита и сфалерита), электрофизических, электрохимических, сорбционных и флотационных свойств минералов [1-4]. Электромагнитную импульсную обработку минеральных проб проводили на лабораторной установке [3-4]: длительность импульсов ≤ 10 нс, напряженность электрической компоненты поля $\sim 10^7$ В/м, энергия в импульсе 0,1 Дж, частота повторения импульсов 100 Гц; диапазон изменения времени обработки 10–50 с. После обработки МЭМИ образцы до проведения измерений содержали в разреженной атмосфере.

Методами аналитической электронной (РЭМ/РСМА) и атомно-силовой (АСМ) микроскопии и в результате спектроскопических исследований (РФЭС, ИКФС и УФС) установлены основные закономерности формирования фазового состава нанообразований на поверхности полупроводниковых рудных минералов (пирите, халькопирите, сфалерите и галените) в процессе импульсных энергетических воздействий. Показана стадийность структурно-химического модифицирования поверхности сульфидов. Так, по данным РФЭС и ИКФС структурно-фазовые преобразования поверхностного слоя галенита (5 нм) в результате импульсной обработки в основном связаны со следующими изменениями химического состояния атомов серы: формированием метастабильного тиосульфата (свинца) на начальной стадии импульсного воздействия (время обработки < 10 с); восстановлением тиосульфата продуктами радиолитического распада воды до исходного состояния при увеличении

времени обработки до 30 с и его окислением на поздних стадиях воздействия (>50 с).

Структурно-химические и фазовые преобразования поверхностного слоя сульфидных минералов, изменение рельефа их поверхности на микро- и наноуровне в результате импульсных энергетических воздействий приводили к росту сорбционной активности поверхности сульфидов по отношению к анионному собирателю и увеличению флотационной активности пирита, халькопирита, сфалерита и галенита.

Для мономинеральной флотации галенита и кальцита установлены оптимальный режим предварительной электромагнитной импульсной обработки и условия флотации минералов ($t_{\text{обр}} > 10$ с, pH 9.5, БКс 30 г/т), при которых увеличение флотируемости галенита с 83 до 93 % (до и после обработки МЭМИ соответственно) сопровождается стабильным выходом кальцита в пенный продукт (9,7 %). Данный факт свидетельствует о принципиальной возможности использования импульсных энергетических воздействий для решения проблемы разделения полупроводниковых рудных минералов и породообразующих минералов-диэлектриков.

Литература:

1. Chanturiya V.A., Bunin, I.Zh., Ryazantseva M.V., Filippov L.O. Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review. – 2011. – Vol.32. – No2. – PP.105-136.
2. Chanturiya V.A., Bunin, I.Zh., Ryazantseva M.V., Filippova I.V., Koporulina E.V. Journal of Mining Science. – 2011. – Vol. 47. – No. 4. – PP. 506-513.
3. Chanturiya V.A., Bunin, I.Zh., Ryazantseva M.V., Khabarova I.A. Journal of Mining Science. – 2012. – Vol. 48. – No. 4. – PP. 732-740.
4. Chanturiya V.A., Bunin, I.Zh., Ryazantseva M.V., Khabarova I.A. Journal of Mining Science. – 2013. – Vol. 49. – No. 3. – PP. 489-498.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ПРИ БЫСТРОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ СТАРЕНИИ

Дампилон Б.В.^{1,2}, Дураков В.Г.¹, Зиганшин А.И.¹, Толстокулаков А.М.²

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
dampilon@ispms.tsc.ru

Развитие способа получения материалов с высокой степенью структурной однородности и дисперсностью упрочняющих фаз из сильнонеравновесного структурного состояния методом быстрой кристаллизации из расплава после импульсной электронно-лучевой обработки и последующего старения открывает новые возможности упрочнения материалов. В результате быстрой кристаллизации из расплава формируются сильнонеравновесные структурные состояния. Последующим старением можно выделять большую долю мелкодисперсных вторичных упрочняющих фаз из пересыщенного твердого раствора с формированием

однородной структуры материала. Следовательно, данный метод требует изучения особенностей формирования структуры и протекания фазовых превращений в различных сплавах.

В настоящей работе представлены результаты исследования особенностей структурообразования материала в ограниченных объемах, подвергнутых многоточечной импульсной электронно-лучевой обработке и последующему старению. В качестве исследуемого материала использовался эвтектический хромованадиевый чугун.

Результаты проведенных исследований показали, что в зоне воздействия электронного луча с временем импульса 15 мсек в исследуемом материале образуется жидкая фаза, которая мгновенно кристаллизуется по завершении воздействия луча. Модифицированные объемы имеют форму перевернутого конуса диаметром на поверхности около 1 мм, глубиной в материал 0,6-0,8 мм и состоящие из значительного количества пересыщенного метастабильного аустенита и мелких веерообразных эвтектических колоний. Карбиды ванадия первыми образуются из расплава и за короткий период существования расплава в момент импульсного воздействия электронного луча, образуют мелкие эвтектические колонии, являясь центром их кристаллизации. В результате такой обработки значительно меняется характер кристаллизации эвтектического хромованадиевого чугуна.

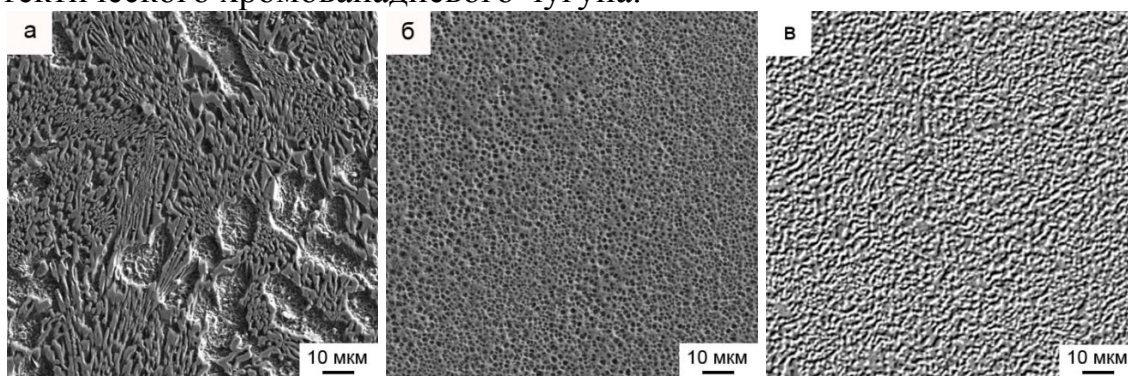


Рис. Микроструктура эвтектического хромованадиевого чугуна в исходном состоянии (а), после многоточечной импульсной электронно-лучевой обработки (б) и после старения (в).

В результате последующего старения при температуре 1100⁰С с выдержкой 30 минут в модифицированных объемах происходит значительное выделение мелкодисперсных карбидов Cr_7C_3 из пересыщенного аустенита. Аустенит при этом претерпевает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с образованием мартенсита. Структура при этом характеризуется наличием значительного количества вторичных мелкодисперсных (1-2 мкм) карбидов и высокой однородностью их распределения в модифицированных объемах.

**ВПЛАВЛЕНИЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ
СВЕРХТВЕРДЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ В
ПОДЛОЖКУ – МЕТОД КАРДИНАЛЬНОГО ПОВЫШЕНИЯ СИЛ
АДГЕЗИИ СИСТЕМЫ ПОКРЫТИЕ/ПОДЛОЖКА**

Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Ткаченко А.В.

*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
yufi55@mail.ru*

Цель работы: выявление закономерностей и анализ возможностей повышения служебных характеристик (твёрдость, износостойкость) силумина при воздействии высокоинтенсивных импульсных электронных пучков на систему покрытие/подложка.

В качестве материала исследования (подложка) использовали сплав Al-12 ат% Si (силумин) в литом состоянии. Систему покрытие/подложка формировали методом вакуумно-дугового распыления катода (Zr) с последующей конденсацией на поверхности подложки в среде ионизированного азота. Установлено, что покрытия состава ZrN, сформированные на образцах силумина, обладают твёрдостью ~43 ГПа, модуль Юнга ~257 ГПа; скорость изнашивания силумина с покрытием в ~8 раз ниже скорости изнашивания исходного силумина; коэффициент трения ниже в ~1,13 раза.

Осуществлена обработка системы покрытие (ZrN) / подложка (силумин) высокоинтенсивным электронным пучком. Установлено, что при оптимальном режиме облучения скорость изнашивания системы более чем в ~100 раз ниже скорости изнашивания исходного силумина; коэффициент трения ниже в ~1,4 раза. Твёрдость системы покрытие/подложка – 13 ГПа, модуль Юнга ~230 ГПа.

Выполнены исследования фазового и элементного состава, структуры системы покрытие (ZrN)/подложка (силумин), обработанной импульсным электронным пучком. Установлено, что при оптимальном режиме облучения системы покрытие/подложка наблюдается частичное разрушение покрытия, плавление поверхностного слоя подложки и выход расплава на поверхность покрытия, что указывает на вплавление покрытия в подложку. Формирование покрытия и последующее облучение системы покрытие/подложка сопровождаются изменением фазового состава подложки и покрытия. А именно, напыление покрытия на силумин приводит к выделению в поверхностном слое подложки нитрида алюминия AlN (8 отн. %) и силицида циркония SiZr (3 отн. %). Последующее облучение системы покрытие/подложка сопровождается увеличением (до 21 отн. %) относительного содержания этих фаз. Следовательно, имеет место дисперсионное твердение поверхностного слоя подложки, что, как было показано выше, оказало положительное влияние на механические и трибологические свойства системы покрытие/подложка.

Методом наноиндентирования в условиях увеличивающейся нагрузки на индентор показано, что напыление покрытия сопровождается формированием материала, твердость и модуль Юнга которого плавно снижаются по мере увеличения нагрузки на индентор (удаления от поверхности образца). Дополнительное облучение электронным пучком системы покрытие / подложка приводит к снижению (в 2,5...4 раза) твердости покрытия, что может быть обусловлено изменением его структуры и элементного состава, и формированию нескольких подслоев с повышенным значением твердости и модуля Юнга.

Таким образом, в результате выполненных исследований структурно-фазового состояния, механических и трибологических свойств системы покрытие (ZrN)/подложка (силумин) выявлен оптимальный режим формирования на эвтектическом силумине твердых износостойких нанокристаллических покрытий на основе нитрида циркония (ZrN), сочетающий две технологии: синтез покрытия методом вакуумно-дугового распыления материала катода с последующей конденсацией на поверхности подложки в среде ионизированного азота и модифицирование системы покрытие/подложка высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. С позиции получения высокой степени износостойкости такой обработкой можно считать следующую: формирование системы покрытие (ZrN)/подложка (силумин) и последующую ее обработку импульсным электронным пучком по режиму 20 Дж/см²; 150 мкс; 5 имп.; 0,3 Гц. В этом случае покрытие вплавляется в подложку, что способствует снижению более чем в 100 раз скорости изнашивания системы покрытие (ZrN)/подложка (силумин) относительно исходного силумина; коэффициент трения снижается в ~1,4 раза. Твердость системы покрытие/подложка ~13 ГПа (что в ~10 раз выше твердости силумина), модуль Юнга ~230 ГПа.

ГРАДИЕНТНЫЙ НАНОКОМПОЗИТ, ФОРМИРУЮЩИЙСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ ТИТАНА: СТРУКТУРА, СВОЙСТВА

Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Громов В.Е., Будовских Е.А.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

yufi55@mail.ru, gromov@physics.sibsiu.ru

Система Ti-Y относится к двойным системам с ограниченной растворимостью, не имеющим интерметаллических соединений, и представляет значительный интерес для разработки материалов с улучшенными свойствами. Получаемые на основе таких систем сплавы с высоким содержанием одного из компонентов, заведомо превышающим предел его растворимости во втором, дают возможность формирования

сравнительно простым способом материалы с весьма высокими физическими и механическими характеристиками.

Целью работы является исследование структуры и свойств поверхностного слоя титана, подвергнутого высокоэнергетической обработке.

В качестве материала исследования использован технически чистый титан BT1-0. Формирование градиентной структуры осуществляли по двухступенчатой схеме. На первом этапе использовали метод электровзрывного легирования. Взрываемым электропроводящим материалом являлась фольга технически чистого титана BT1-0 массой 100 мг. На поверхность фольги в область взрыва помещали навеску наноразмерного порошка иттрия массой 400 мг. Время воздействия плазмы на поверхность образца ~ 100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи $\sim 5,5$ ГВт/м², давление в ударно-сжатом слое вблизи поверхности $\sim 12,5$ МПа, толщина поверхностного сплава ~ 30 мкм, толщина зоны термического влияния ~ 50 мкм. Последующую высокоскоростную термическую обработку сплава осуществляли высокоинтенсивным импульсным пучком электронов. При времени воздействия пучка электронов на поверхность металла (50...200) мкс скорость нагрева и охлаждения модифицированного слоя составляет $\sim 10^6$ К/с. Режим облучения: энергия электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов (20-70) Дж/см²; длительность импульса 150 мкс; количество и частота следования импульсов 3 и 0,3 с⁻¹. Исследования морфологии поверхности, определение элементного и фазового состава осуществляли методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Трибологические свойства поверхностного сплава изучали при сухом трении по схеме диск-шарик (контртело - шарик диаметром 3 мм из твердого сплава WC-Co, нагрузка 1 Н). Твердость легированного слоя в зависимости от расстояния до поверхности обработки определяли на микротвердомере.

Выполнены исследования и показано, что электровзрывное легирование титана иттрием сопровождается формированием градиентной структуры, насыщением поверхностного слоя атомами кислорода и углерода, что приводит к образованию оксидов и карбидов титана и иттрия. Последующее облучение легированного слоя электронным пучком сопровождается диспергированием структуры до нано- и субмикронного состояния, снижением концентрации кислорода и углерода в поверхностном слое. Выявлено формирование двух типов эвтектики. Показано, что эвтектика, обогащенная титаном, имеет глобулярную форму; эвтектика, обогащенная иттрием, - пластинчатую. Установлено, что формирование поверхностного слоя, обогащенного иттрием, карбидами и оксидами титана и иттрия, приводит к существенному (в ≈ 3 раза) увеличению микротвердости поверхностного слоя материала, коэффициент трения легированного слоя снижается более чем в 6 раз, скорость изнашивания уменьшается более чем в 15 раз. Построен профиль

микротвердости; установлено, что при оптимальном режиме облучения электронным пучком толщина модифицированного слоя, микротвердость которого превышает микротвердость основы в два раза, достигает 70 мкм.

Таким образом, комбинированным методом, сочетающим легирование плазмой электрического взрыва проводящего материала (фольга титана с навеской порошка иттрия) и электронно-пучковое облучение, сформированы поверхностные сплавы системы титан/иттрий, обладающие высокими прочностными (микротвердость) и трибологическими (износостойкость, коэффициент трения) свойствами. Выполнен анализ элементного и фазового состава, дефектной субструктуры модифицированного слоя, выявлено формирование многофазной субмикро- нанокристаллической градиентной структуры, рассмотрены физические механизмы, ответственные за высокий уровень прочностных свойств модифицированного слоя.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТОХАСТИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С УЧЁТОМ ВЛИЯНИЯ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Каракулов В.В., Смолин И.Ю., Скрипняк В.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
valery@ftf.tsu.ru*

При моделировании высокоскоростной деформации элементов конструкций из композиционных материалов в условиях интенсивных динамических воздействий, композиты часто рассматривают как однородные или квазиоднородные. Вместе с тем, эти материалы представляют собой комплекс компонентов с различными физико-механическими свойствами. Компоненты, объединённые между собой по отчётливо выраженным внутренним контактными поверхностям (границам между компонентами), образуют структуру композитов. Структура и её эволюция в процессе высокоскоростной деформации может оказывать существенное влияние на механическое поведение и свойства композиционных материалов.

Результаты экспериментальных исследований показали, что механическое поведение стохастических композиционных материалов при динамических воздействиях качественно отличается от поведения их компонентов в тех же условиях. Результаты анализа структуры экспериментальных образцов после динамического нагружения свидетельствовали о том, что специфика механического поведения стохастических композитов обусловлена влиянием эволюции их структуры при высокоскоростном деформировании. Однако, степень и характер этого влияния в настоящее время до конца не изучены, поэтому остается актуальной проблема исследования механического поведения и прогнозирования

механических свойств стохастических композиционных материалов в условиях интенсивных динамических воздействий.

В связи с этим, цель настоящей работы – численное исследование механического поведения и прогнозирование эффективных механических свойств стохастических композиционных материалов в условиях высокоскоростного деформирования при ударно-волновом нагружении с учётом эволюции структуры композитов.

В работе представлены результаты численного моделирования высокоскоростной деформации стохастических металлокерамических композитов на мезоскопическом масштабном уровне при нагружении плоскими ударными волнами. Моделировалась деформация мезоскопического объёма композита, состоящего из матрицы и хаотически распределённых в ней включений. Исследованы закономерности развития деформации в композитах с различной формой и объёмной концентрацией включений. Получены численные оценки эффективных пределов упругости и сдвиговой прочности рассмотренных композиционных материалов при ударно-волновых воздействиях.

Результаты моделирования показали, что эффективные значения механических характеристик исследованных композитов, реализующиеся в условиях ударно-волновых воздействий, в основном определяются объёмным содержанием армирующих керамических включений и не зависят от их формы. Показано, что зависимость эффективных значений объёмной, продольной, сдвиговой скоростей звука и модулей упругости стохастических металлокерамических композитов от объёмной концентрации армирующих керамических включений является нелинейной и монотонно возрастающей. Эффективные значения предела упругости Гюгонио и динамического предела упругости возрастают с ростом концентрации включений, однако, для рассмотренных композитов эта зависимость не является монотонной.

ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ С КАРБИДОМ КРЕМНИЯ

Кобзарева Т.Ю.¹, Будовских Е.А.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Ващук Е.С.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
gromov@physics.sibsui.ru, yufi55@mail.ru

При электронно-пучковой обработке титанового сплава ВТ6 выявлено формирование покрытия, неоднородного по толщине, структуре, элементному и фазовому составу (рисунок 1). Оно образовано частицами продуктов взрыва углеграфитового волокна и порошка карбида кремния, которые конденсируются на поверхности. В

структуре рельефа выделяются следы радиального течения расплава из центра зоны легирования к периферии, обусловленного неоднородным силовым воздействием плазменной струи на поверхность, приводящим к конвективному перемешиванию расплава. В некоторых случаях эти параметры ограничивают практическое применение данного способа.

Поверхностные слои титанового сплава ВТ6 после ЭВЛ и последующей ЭПО при $E_s = 45 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 100 \text{ мкс}$, $N = 10 \text{ имп.}$ имеют поликристаллическую структуру, размер зерен которой изменяется в пределах от 0,4 до 10 мкм. Основной объем поверхностного слоя занимают зерна, средний размер которых 3 мкм. Средний размер зерен поверхностного слоя перед ЭПО составлял 8 мкм. Зерна субмикронных размеров располагаются небольшими островками, размер зерен изменяется в пределах от 0,4 до 0,9 мкм. Особенностью крупных зерен является наличие в их объеме ячеек высокоскоростной кристаллизации. Размер ячеек изменяется в пределах от 250 до 300 нм.

Структура поверхности титанового сплава ВТ6 после ЭВЛ и последующей ЭПО по режиму $E_s = 60 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 100 \text{ мкс}$, $N = 10 \text{ имп.}$ сопровождается формированием двухуровневой зеренной структуры. Зерна первого уровня изменяются в пределах от 6 до 90 мкм, при среднем размере зерна 28 мкм. Зерна второго масштабного уровня располагаются преимущественно областями различной формы и размеров, формируют протяженные прослойки. Размеры таких зерен изменяются в пределах от 0,5 до 2,1 мкм при среднем размере 0,9 мкм.

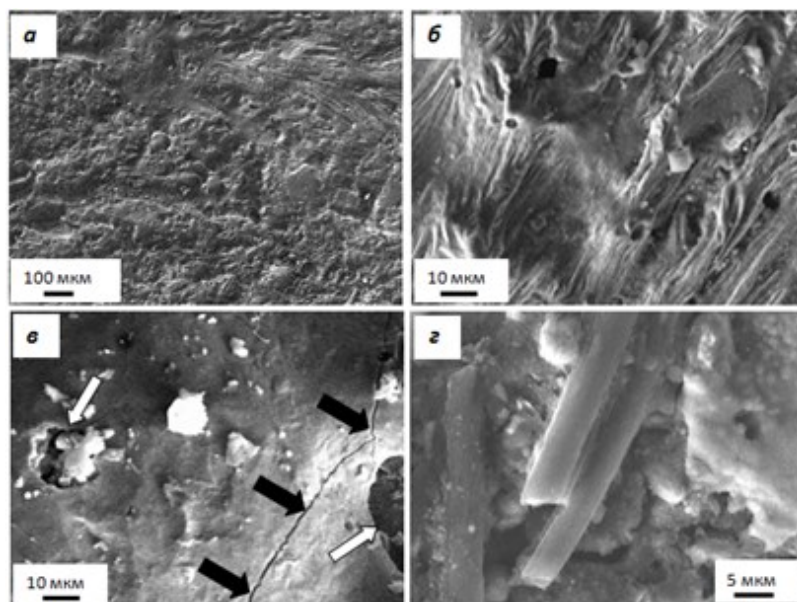


Рис.1 – Структура поверхности электровзрывного науглероживания с карбидом кремния

титанового сплава ВТ6. Сканирующая электронная микроскопия

Исследования, выполненные методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг, полученных из объема поверхностного и

переходного слоя, выявили зеренно-субзеренную структуру, подобную структуре поверхностного слоя.

Зерна являются α -титаном пластинчатой морфологии. Поперечные размеры пластин в переходном слое изменяются в пределах от 30 до 60 нм; продольные – от 100 до 600 нм и ограничены размерами от 400 до 600 нм зеренно-субзеренной структуры. На микроэлектронограммах, полученных с зеренно-субзеренной структуры, наряду с рефлексами α -титана обнаруживаются рефлексы карбида титана TiC. Поперечные размеры частиц карбида титана составляют от 100 до 500 нм, продольные – от 200 до 600 нм. Наряду с рефлексами карбида титана на микроэлектронограммах выявляются рефлексы силицида титана состава TiSi. Частицы силицида титана, также как и карбида титана, располагаются по границам зерен α -титана в виде прослоек или отдельно расположенных частиц глобулярной формы.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ ПРЕГРАД ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Ковалев В.А., Козулин А.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
kozulyn@ftf.tsu.ru*

Использование керамических материалов в защитных преградах оправдано высокими прочностными характеристиками материала. Роль керамического слоя в многослойных преградах заключается в поглощении основной части кинетической энергии ударника, разрушению и смятию его головной части для увеличения площади воздействия на последующие слои преграды. Последующие слои преграды должны гасить остатки кинетической энергии ударника и задерживать осколки разрушенного керамического слоя от разлета. Из-за специфического хрупкого поведения керамики после однократного высокоскоростного воздействия на монолитную пластину происходит ее полное разрушение. Поэтому стоит проблема создания геометрически сложных защитных композиций из отдельных керамических элементов способных сопротивляться многократным воздействиям.

В работе проводили моделирование высокоскоростного взаимодействия стального сферического ударника диаметром 6 мм с керамокомпозитной многослойной преградой при различных начальных скоростях нагружения. Два первых слоя совокупной толщиной 10 мм представлены дискретными пластинами из оксидной керамики на основе Al_2O_3 , третий слой – пластина толщиной 2 мм из алюминиевого сплава АД31. Дискретные керамические пластины состоят из набора многогранников, заполняющих слой сплошным образом без зазоров и пустот.

Задача сформулирована в рамках Лагранжевого подхода и метода сглаженных частиц. Основные уравнения расчетной модели, предназначенной для описания процесса ударного взаимодействия деформируемых тел, базируется на математическом аппарате механики сплошных сред (МСС). Для описания механического поведения керамики в элементах преграды выбрана модель Джонсона-Холмквиста, описывающая поведение хрупких материалов при динамических условиях нагружения и использующая концепцию, согласно которой разрушение представляет собой процесс зарождения и развития в материале повреждений. Параметры уравнений, описывающих деформационное поведение оксидной алюминиевой керамики производства ИФПМ СО РАН г. Томск, получены из данных экспериментов по ударно-волновому нагружению. Для описания упругопластического поведения и разрушения алюминиевого слоя преграды из стандартного сплава АД31 выбраны уравнения Джонсона-Кука с константами из сертифицированной базы программного комплекса Ansys Autodyn.

В результате проведения ряда численных экспериментов получено представление о защитных свойствах рассматриваемой композиционной преграды при взаимодействии со сферическим ударником при его начальных скоростях до 1600 м/с. Проведена оценка изменения кинетической энергии ударника, эффективности и баллистической стойкости преграды, запреградных скоростей при пробивании.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ХАРАКТЕРИЗУЮЩИХСЯ ВЫСОКОЙ СТЕПЕНЬЮ АНИЗОТРОПИИ ОТНОСИТЕЛЬНОГО УДЛИНЕНИЯ ПРИ РАЗРЫВЕ

Кобенко С.В.¹, Кривошеина М.Н.², Козлова М.А.²,
Туч Е.В.², Конышева И.Ю.³

¹*Нижневартровский государственный университет, Россия,*

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

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*
marina_nkr@mail.ru, kozlova_ma@mail.ru, elenatuch@yandex.ru.

Критерии разрушения анизотропных материалов, выраженные через деформации, редко применяются на практике, и, в основном, для малопластичных материалов. Иная ситуация наблюдается при моделировании процессов разрушения в материалах, имеющих высокую степень анизотропии механических свойств и упруго-хрупкое разрушение. Для подобных материалов сформулированы критерии разрушения, записанные с использованием максимальных деформаций, инвариантов тензора деформации. Первый критерий разрушения анизотропных кристаллов, предложенный Фогтом в 1890г, был представлен в виде полинома от компонент тензора деформаций. Металлы и сплавы,

характеризующиеся невысокой степенью анизотропии напряжений при возникновении пластичности и разрушении - пределов прочности и пластичности (примерно 10%), обладают высокой степенью анизотропии предельных деформаций при разрушении, достигающей 10 крат. Поэтому именно для анизотропных материалов представляет интерес исследования применения критериев разрушения, выраженных через различные величины деформации.

В представленной работе приведены результаты применения нового критерия разрушения анизотропных сред, записанного через накопленную пластическую деформацию. С помощью предложенного критерия моделируется разрушение преград, выполненных из анизотропного алюминиевого сплава Д16Т, при динамическом нагружении в трехмерной постановке. Его особенностью является возможность проведения анализа вклада предельных деформаций в различных направлениях и предельных деформаций сдвига в плоскостях симметрии материала в итоговую картину разрушения. Данный критерий позволяет моделировать процесс кратерообразования и выбивания пробки в преграде. Приведены результаты анализа процесса разрушения преград из анизотропного сплава Д16Т в диапазоне скоростей нагружения стальным ударником от 200 до 600 м/с.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Колубаев Е.А.^{1,2}, Колубаев А.В.^{1,2}, Сизова О.В.^{1,2}, Толмачев А.И.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
eak@ispms.ru, fvtm@tpu.ru*

Ультразвуковая ударная обработка сварных соединений сталей давно применяется в машиностроении. Быстро чередующиеся деформации сжатия и сдвига изменяют структуру и напряженное состояние сварного шва, что обеспечивает повышение прочностных характеристик сварной конструкции. Ультразвуковая ударная обработка алюминиевых сплавов применяется не столь широко, однако имеются сведения о положительном влиянии данного вида воздействия на прочностные свойства поверхности. В результате высокочастотного ударного воздействия происходит измельчение зеренной структуры, залечивание микротрещин и пор, повышение твердости поверхностного слоя. Можно ожидать, что применение ультразвуковой ударной обработки для сварных швов алюминиевых сплавов также позволит повысить их прочностные и эксплуатационные свойства.

В данной работе был опробован метод ультразвукового ударного воздействия на сварное соединение сплава АМг5, полученного сваркой

трением с перемешиванием, с целью устранения дефектов в корне шва. Изучение микроструктуры поперечного сечения сварного соединения сплава АМг5 показало, что сварной шов при некоторых режимах технологического процесса имеет протяженный дефект, проходящий через всю толщину листа, который при детальном рассмотрении оказался поверхностью сопряжения двух частей сварного шва. Как показали испытания на растяжение, расслоение образца начиналось у корня шва по поверхности указанного дефекта. Дальнейшее распространение трещины происходило как по основному металлу шва, так и вдоль поверхности дефекта.

С использованием современных методов металлографии были установлены основные закономерности формирования мезоструктуры поверхностного слоя сварного соединения листов алюминий-магниевого сплава в корне шва. Было показано, что ультразвуковое воздействие приводит к накоплению микропластических деформаций при напряжениях, близких к пределу текучести сплава с формированием ультрадисперсной структуры, обусловленной появлением новых внутренних границ раздела и увеличением внутренних дальнедействующих напряжений и, как следствие, изменением сопротивления сдвигу.

Отметим, что ультразвуковая ударная обработка привела к улучшению микроструктуры металла, чистоты поверхности, залечиванию дефектов вблизи поверхности прикорневой зоны. Этот эффект не распространялся на глубинные слои шва, что связано с особенностями распространения упругих волн в алюминии. Тем не менее, образование модифицированного слоя даже на небольшой глубине положительно повлияло на прочность сварного соединения.

Анализ результатов, полученных в работе, позволяет предположить, что механизм ультразвукового ударного воздействия сводится к активации генерации дефектов (вакансий, дислокаций и дисклинаций), преобразующих структуру поверхностного слоя, и ускорению массопереноса. Исходя из вышеизложенного, можно ожидать, что наложение ультразвукового воздействия на корень шва в процессе сварки трением с перемешиванием обеспечит формирование бездефектной структуры в нижней части сварного шва за счет одновременного протекания двух высокоэнергетических процессов.

ФРАГМЕНТИРОВАННАЯ ДИСЛОКАЦИОННАЯ СУБСТРУКТУРА В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ГЦК СПЛАВАХ Cu – Al, ЕЕ ПАРАМЕТРЫ, ВЗАИМОСВЯЗЬ С НАПРЯЖЕНИЕМ ТЕЧЕНИЯ

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия

koneva@tsuab.ru

Целью настоящей работы являлось электронно-микроскопическое изучение эволюции фрагментированной дислокационной субструктуры, формирующейся при деформации поликристаллических ГЦК сплавов. Исследовались сплавы Cu + 0.5 ат. % Al и Cu + 5 ат. % Al с размерами зерен в интервале 20...240 мкм. Деформация сплава проводилась при комнатной температуре растяжением со скоростью $2 \cdot 10^{-2} \text{сек}^{-1}$.

Фрагментированная дислокационная субструктура (ФДС) формируется при развитой пластической деформации как в ГЦК, так и ОЦК материалах. В ГЦК сплавах ФДС образуется в процессе активной пластической деформации при эволюции ячеистой дислокационной субструктуры. В твердых растворах Cu – Al ФДС формируется при небольшой концентрации легирующего элемента (0.5...5 ат. % Al). Возникновению ФДС предшествует значительная пластическая деформация (степень деформации $\varepsilon \geq 30\%$).

По электронно-микроскопическим изображениям структуры были измерены скалярная плотность дислокаций ($\rho_{\text{фр}}$), размер фрагментов и разориентировки на их границах при разных размерах зерен. Было установлено, что плотность дислокаций во фрагментированной субструктуре зависит от размера зерна и с его уменьшением $\rho_{\text{фр}}$ возрастает. С ростом деформации плотность дислокаций также возрастает. Размер фрагментов со степенью деформации уменьшается и после степени деформации $\varepsilon \approx 0.6 - 0.7$ он достигает 100 нм. Известно, что этот размер является критическим для наноструктуры. Нанозерна с таким размером практически не содержат дислокаций в теле зерен. Дислокации располагаются только на границах. Такая же ситуация наблюдается и для фрагментов исследуемых сплавов. Это является причиной значительных разориентировок во фрагментированной субструктуре исследуемых сплавов. При размерах зерен 20 и 40 мкм они достигают 30° .

Размер фрагментов при развитой пластической деформации в значительной степени контролирует упрочнение исследуемых сплавов. Чем меньше размер фрагментов, тем выше напряжение течения. Зависимость напряжения течения от размера фрагментов оказывается линейной. Установлено, что ФДС определяет в значительной степени механизм разрушения исследуемых сплавов.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОПОРИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Кривошеина М.Н.¹, Туч Е.В.¹, Козлова М.А.¹, Кобенко С.В.², Коньшева И.Ю.³

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

²*Нижевартовский государственный университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
marina_nkr@mail.ru, kozlova_ma@mail.ru, elenatuch@yandex.ru.*

Высокопористые материалы получили широкое применение в авиаракетной, космической технике, строительстве, железнодорожном и автомобильном транспорте благодаря высоким амортизирующим, звукоизолирующим, а также прочностным характеристикам. Поскольку в таких конструкциях высокопористые материалы подвергаются интенсивным динамическим воздействиям, то представляет интерес изучение их процессов деформирования при ударно-волновых нагрузениях.

Одним из экспериментально-расчетных методов по исследованию динамических механических свойств материалов является тест Тейлора, представляющий собой удар цилиндра конечной длины по жесткой стенке. Он занимает важное место в исследовании характеристик высокоскоростного деформирования материалов, а также используется для тестирования разрабатываемых новых численных методов и методик. В настоящее время тест Тейлора стали применять для исследования динамических свойств пористых материалов полученных методами порошковой металлургии, таких как пористая бронза, содержащая 10% титана, пористое железо [1, 2] и пористого алюминия [3].

В работе проведено численное моделирование удара цилиндра из высокопористого материала о жесткую стенку в трехмерной постановке (тест Тейлора). Материалы цилиндров – высокопористые изотропный и анизотропный алюминиевые сплавы Д16Т, скорости нагружения – 100м/с, 150м/с. Начальная пористость материала, которая рассчитывалась как отношение плотности сплошного металла к средней плотности пористого металла и равна 2,12. Деформирование материала ударника моделировалось согласно модели Белова Н.Н для деформирования высокопористого материала [4].

Результаты, полученные при численном моделировании деформирования цилиндра из высокопористого алюминиевого сплава, сравнивались с результатами натурных экспериментов из работы [3]. Также проводилось сравнение с результатами численных расчетов авторов работы [3], проведенных по двум моделям: модели с прямым введением пористости на уровне геометрии и эквивалентной гомогенной модели (расчеты выполнены с помощью применения прикладных пакетов программ LS-DYNA и ANSYS AUTODIN).

Результаты численного моделирования теста Тейлора для высокопористого ударника, полученные с помощью оригинальной численной методики показывают высокую степень соответствия экспериментальным данным. Максимальная погрешность составляет 0,44% (для 100м/с), а минимальная погрешность при скорости 150м/с. Погрешность, полученная в результате расчетов авторами работы [3] по обоим моделям составляет 2,4%.

С использованием созданной численной методики методом конечных элементов проведены расчеты процессов деформирования преград из высокопористых алюминиевых сплавов при динамическом нагружении.

Работа выполнена в рамках Г/б проекта III.23.1.2.

Литература:

1. Lu G., Wang B., Zhang T. Taylor impact test for ductile porous materials – Part 1: theory // Int. J. Imp. Engng. 2001. Vol. 25. N 10. P. 981-991.
2. Wang B., Zhang T., Lu G. Taylor impact test for ductile porous materials – Part 2: experiments // Int. J. Imp. Engng. 2003. Vol. 28. N 5. P. 499-511.
3. Белов Г.В., Гусаров А.П., Марков В.А., Пусев В.И., Овчинников А.Ф., Селиванов В.В., Сотский М.Ю. Применение теста Тейлора для исследования динамических механических свойств высокопористого алюминиевого сплава // Наука и образование: Электронное научно-техническое издание, 2012, № 09, с. 13-28
4. Белов Н.Н., Югов Н.Т., Копаница Д.Г., Югов А.А. Динамика высокоскоростного удара и сопутствующие физические явления.- Northampton;Томск:STT, 2005.-356с.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТОДАМИ ВЫСОКОДОЗНОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ И ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ МОЛИБДЕНОМ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И.

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

Сплавы на основе никелида титана наряду с такими уникальными свойствами, как эффект памяти формы и эффект сверхупругости, обладают высокой коррозионной стойкостью и износостойкостью. Это обусловило применение данных сплавов в медицине и космонавтике. Несмотря на высокую износостойкость, узлы, работающие в космической технике, должны работать безотказно продолжительное время без возможности технического обслуживания, поэтому вопрос повышения износостойкости является актуальным.

В работе представлены исследования закономерностей изнашивания образцов никелида титана состава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ после модифицирования

поверхности методами высокодозной ионной имплантации и электроискрового легирования молибденом. Ионную имплантацию проводили на установке ДИАНА 2. Электроискровое легирование (ЭИЛ) молибденом проводили с помощью установки «SE – 5.01». Испытания образцов проводили по схеме “диск-палец” в режиме граничной смазки. Контртело было изготовлено из закаленной стали ШХ 15. Нагрузка при испытаниях составляла 25 Н, 100 Н, 250 Н, скорость скольжения 3 м/с.

При трении образцов никелида титана на графике зависимости потери веса образцов от пути трения наблюдаются две стадии: начальная стадия с высокой скоростью изнашивания (стадия приработки) и стадия с установившейся низкой скоростью изнашивания, характерная для нормального изнашивания. На начальной стадии испытания происходит перенос материала образцов на контртело, и на контртеле происходит образование слоя из перенесенного материала. При переходе к стадии с низкой скоростью изнашивания этот слой на контртеле практически полностью исчезает. Исследования морфологии поверхности трения образцов показали, что на поверхности есть области с отличным от основного материала контрастом, которые занимают около 50 % от площади пятна контакта. По данным микрорентгеноспектрального анализа в них обнаруживается железо.

При трении образцов никелида титана, имплантированных ионами молибдена, так же, как и в случае неимплантированных образцов, на графике зависимости потери веса образцов от пути трения наблюдаются две стадии - с высокой и с установившейся низкой скоростью изнашивания. Однако интенсивность изнашивания имплантированных образцов уменьшилась в 10 раз по сравнению с исходными. Ещё более высокую износостойкость показали образцы никелида титана после электроискрового легирования поверхности молибденовым электродом. При испытаниях таких образцов износ не наблюдается даже после увеличения нагрузки до 250 Н.

При ионной имплантации молибден, не образующий с титаном интерметаллидных соединений, может играть роль твёрдой смазки: находясь в зоне трения, он предотвращает адгезионное взаимодействие титана с контртелом. При электроискровом легировании происходит перемешивание материала подложки и модифицирующего материала, в приповерхностных слоях формируется градиентная зёрнистая структура с наличием наноструктурной фракции. Концентрация молибдена к поверхности увеличивается, соответственно снижается концентрация химически активного элемента – титана, что уменьшает адгезионное взаимодействие.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта СО РАН III.23.2.1.

ИЗУЧЕНИЕ ПОКРЫТИЙ ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ ИЗ КОМПЛЕКСНЫХ СОЛЕЙ НА ПОВЕРХНОСТЯХ ТИТАНОВЫХ ПОДЛОЖЕК

Ли Ю.В.¹, Кульков С.С.¹, Козулин А.А.¹, Кинеловский С.А.³, Кульков С.Н.^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия
jul2207@mail.ru

Использование высокоэнергетических методов кумулятивного синтеза соединений представляет интерес для получения новых композиционных материалов с высокопрочными покрытиями. В процессе кумулятивного синтеза покрытий на металлических подложках возможно использование широкого спектра химических элементов и их композиций, включая совмещение тяжелых и легких элементов, что недостижимо в рамках известных динамических методов. При взрыве кумулятивного заряда, облицовка которого изготовлена из порошка или смеси порошков насыпной плотности, возникает облакоподобный поток частиц, содержащий как первоначальные материалы, так и соединения, синтезированные на стадии схлопывания облицовки. Поток улавливается на металлическую подложку, на поверхности которой образуется своеобразное композиционное покрытие.

Ориентируясь на получение сверхтвердых покрытий большие перспективы представляет использование специально подготовленных смесей на основе комплексных солей и наноструктурных порошков, содержащих легкие и тяжелые элементы. Применение подобных смесей в облицовках оправдано их низкой плотностью и тем, что атомы металлов в них перемешаны на молекулярном уровне. Таким образом, можно попытаться отказаться от использования мелкодисперсных металлических и оксидных порошков и значительно упростить процесс изготовления облицовки. При традиционном смешивании порошков с большой разницей плотностей, достаточно трудно достичь гомогенности по всему объему облицовки, кроме того, происходит быстрое оседание более плотной компоненты.

В настоящей работе проведены исследования по получению композиционных сверхтвердых покрытий из двух смесей порошков: (1) - $K_3Fe(CN)_6 : (NH_4)_2C_2O_4$ в пропорции 1:1 и (2) - $K_3Fe(CN)_6 : (NH_4)_2C_2O_4 : W$ в пропорции 1:1:1. Приготовленные смеси были использованы для кумулятивного напыления покрытий на титановые подложки. В экспериментах применялись кумулятивные заряды с конической облицовкой с углом раствора $2\alpha = 30^\circ$.

Химический анализ полученных покрытий показал присутствие основных элементов в следующих весовых составах: Ti – около 62 %; O – от 14 до 28 %; Fe – от 3 до 14 %, Al – около 3% и W – около 2 % при использовании смеси 2; остальное примеси.

Рентгеноструктурный анализ полученных покрытий показал, что поверхности обоих образцов состоят в основном из трех фаз: альфа и бета титана и рутила; присутствуют также слабые линии, принадлежащие, по-видимому, сложным оксидам (на 37 градусе), идентифицировать которые точно невозможно. При этом добавление вольфрама в порошок приводит к более интенсивному рефлексу исходного альфа-титана. Это может быть обусловлено либо его большей дефектностью, что сомнительно, либо – меньшей толщиной нанесенного слоя вследствие уноса вещества с поверхности при «бомбардировке» в пучке тяжелыми атомами вольфрама. Параметр решетки бета-титана уменьшен примерно на 8 % по сравнению с расчетными значениями из высокотемпературной области. Получаемые при данном способе синтеза соединения в покрытиях являются нанокристаллическими.

Обработанные титановые подложки показали высокую микротвердость покрытий и ее увеличение в приповерхностных слоях самих подложек в 3-4 раза выше по сравнению с начальным состоянием подложек – это связано с присутствием ОЦК-фазы в материале поверхности и высокотемпературной закалкой приповерхностных слоев.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта компании ОПТЭК.

COMPARATIVE IMPACT ANALYSIS OF LASER RADIATION ON STEEL GRADES 1045 AND 5140

Лобанкова О. В., Зыков И. Ю., Мельников А. Г.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
lobankovaov@gmail.com, zilyu@yandex.ru, melnikov_ag@tpu.ru*

В связи с распространением маломощных волоконных лазерных комплексов возникает необходимость в исследовании воздействия излучения на материал. В частности, одним из наиболее востребованных процессов, производимых посредством лазерных систем, является глубокая гравировка (например, для изготовления клише). Такой способ изготовления штампов позволяет избежать дополнительной обработки после выборки материала. Но лазерное излучение оказывает остаточное тепловое воздействие на материал, вследствие чего изменяются его свойства, которые необходимо учитывать. Для оптимизации процесса изготовления штампов требуется изучение процессов, происходящих в металле.

Целью работы является изучение изменения свойств после лазерного теплового воздействия на металлы на примере сталей марок 45 и 40Х.

Данные марки сталей выбраны в связи с их широким распространением при изготовлении штампов. Для глубокой выборки материала использовался лазерный комплекс Минимаркер2-М20 с иттербиевым волоконным лазером мощностью 20 Вт.

Перед лазерной обработкой различные образцы были подвергнуты отжигу, закалке и отпуску. Также перед гравировкой была промерена твердость образцов, после – микротвердость.

При исследовании микроструктуры стало заметно, что на стенках образцов стали 45 образовался переплавленный материал, в то время как на образцах стали 40Х изменений в структуре не было обнаружено.

В образце стали 45 в зоне нагрева образуется мелкодисперсная структура, отличная от остального объема металла. Оплавление происходит из-за лазерного нагрева, особенностью которого является поверхностный характер с высокими скоростями и малым временем воздействия, чем и объясняется получение еще более мелкой структуры. Области оплавления особенно хорошо заметны по краям лунки, где охлаждение металла максимальное. Таким образом, происходит «закалка» расплавленного металла с очень высокой скоростью. В результате такой «закалки» образуется еще более мелкий мартенсит, чем при обычных способах закалки. Материал приобретает большую твердость, однако становится хрупким.

В образце стали 40Х в зоне лазерного воздействия при аналогичных способах обработки металла не произошло видимого оплавления, т.е. структурных изменений. Это доказывает и неизменяющаяся микротвердость, промеренная в направлении от зоны лазерной выборки вглубь металла.

В результате установлено, что воздействие лазерного излучения на марки стали 45 и 40Х проявляется по-разному. При многократном лазерном воздействии сталь 45 закаляется через жидкую фазу – с оплавлением, что увеличивает хрупкость образца. При аналогичной обработке сталь 40Х не изменяет ни своей структуры, ни свойств.

Таким образом, использование стали 40Х для обработки лазерным комплексом Минимаркер2-М20 упрощает процесс изготовления клише, не требуя дополнительных исследований на изменение характеристик образцов, что делает возможным оптимизировать и ускорить цикл производства.

МОДЕЛЬ ПОВЕДЕНИЯ НИТРИДОВ И ИХ СМЕСЕЙ ПРИ ВЫСОКИХ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Маевский К.К., Кинеловский С.А.

*Институт гидродинамики СО РАН им. М.А. Лаврентьева, Новосибирск, Россия
konstantinm@hydro.nsc.ru, skin@hydro.nsc.ru,*

Представлены результаты численных экспериментов по моделированию ударно-волнового нагружения смеси нитридов алюминия и кремния. Модель основана на предположении, что все компоненты смеси, включая газ, при ударно-волновом нагружении находятся в термодинамическом равновесии (thermodynamic equilibrium components –

ТЕС). Конденсированные фазы описываются уравнением состояния типа Ми-Грюнайзена. Дополняя систему уравнений динамической совместности условием равенства температур компонентов смеси, выписывается зависимости, которые можно трактовать как ударные адиабаты смеси. Полагается, что коэффициент Грюнайзена зависит в явном виде только температуры [1, 2].

Интерес к исследованиям сжимаемости нитридов алюминия AlN и кремния Si_3N_4 связан с их свойствами. Нитрид кремния Si_3N_4 благодаря своим механическим свойствам, по прочности он стоит на третьем месте после алмаза и нитрида бора, и термостойкости находит широкое применение в различных отраслях промышленности: в производстве режущего инструмента, двигателей внутреннего сгорания, турбин и т.д. Преимущество нитрида алюминия AlN перед другими материалами обусловлено уникальным сочетанием его физических и электрических характеристик: высокой теплопроводности, хороших электроизоляционных свойств, умеренного коэффициента теплового расширения при относительно невысокой стоимости. Данная модель ТЕС позволила описать поведение нитридов AlN и Si_3N_4 в широком диапазоне давлений при ударно-волновом нагружении. Рассматривая исследуемый материал в области фазового перехода как смесь фазы низкого и фазы высокого давления, модель ТЕС позволяет достоверно описывать, в том числе, и область полиморфного фазового перехода [3]. Полученные результаты позволяют описывать поведения смеси с компонентами, испытывающими фазовый переход при высоких динамических нагрузках. Для расчета ударно-волнового воздействия на них используются параметры уравнения состояния только компонентов смеси.

Наличие экспериментальных данных позволило сравнить расчетные и экспериментальные данные с учетом предположений использовавшихся в модели. Получено хорошее соответствие расчетных данных по модели ТЕС с данными различных авторов определенными на основании экспериментов. Параметры модели, позволившие достоверно описывать поведения чистых нитридов при ударно-волновом нагружении, использовались для моделирования поведения смеси, содержащей указанные нитриды в качестве компонентов. Таким образом, показано, что предложенная модель позволяет описывать поведение нитридов при динамическом нагружении, а также смесь с нитридами в качестве компонентов при ударно-волновом нагружении, используя только параметры компонентов. Данная модель может быть использована для подбора соотношений компонентов смеси с целью получения заданных параметров сплошных и пористых материалов после воздействия ударными волнами.

Литература:

1. Кинеловский С.А., Маевский К.К. Простая модель расчета ударных адиабат порошковых смесей // ФГВ. 2011. № 6. С. 101–109.

2. Кинеловский С.А., Маевский К.К. Модель поведения смеси с различными свойствами компонентов при высокой концентрации энергии // ПМТФ. 2013. Т. 54. № 4. С. 13–21.

3. Кинеловский С. А., Кульков С.Н., Маевский К. К. Расчет ударных адиабат для материалов, испытывающих фазовый переход // Вестник НГУ. Сер. Физика. 2011. Т.6, № 3. С. 40–49.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 13-03-00663).

МЕХАНИЗМЫ ФРАГМЕНТАЦИИ СТРУКТУРЫ ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА НЕГО ИОННЫМИ ПУЧКАМИ

Мейснер Л. Л.^{1,2}, Полетика Т.М.¹, Мейснер С.Н.^{1,2},
Твердохлебова А.В.¹, Гирсова С.Л.¹

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
llm@ispms.tsc.ru

Для модификации свойств поверхности металлических материалов в современной практике часто используют методы ионно-пучковой обработки. Структура приповерхностного слоя обработанных материалов часто оказывается фрагментированной в нано- или субмикромасштабном диапазонах. Поля остаточных упругих напряжений, локализованные в таких слоях, влияют на морфологические и фазовые изменения структуры, что приводит к изменению свойств материалов не только на их поверхностях, но и в объеме. Сплавы на основе никелида титана характеризуются ярко выраженной анизотропией упруго-пластических свойств и их зависимостью от знака приложенных напряжений. Очевидно, что приповерхностная структура в этих сплавах после воздействий ионными пучками должна зависеть от ориентации зерна исходной фазы относительно направления внешней действующей силы.

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований и кристаллографического анализа карт реконструкции фрагментированной структуры в поверхностном слое моно- и поликристаллов никелида титана, возникающей после высокодозного ($6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$) ионно-пучкового воздействия на его поверхность пучками ионов кремния.

Обнаружено, что после такого воздействия на поверхность образцов монокристаллов с направлениями $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ ОЦК-структуры, параллельными направлению потока ионов кремния, наблюдаются изменения рентгеновской дифракционной картины, что указывает на изменение структурно-фазового состояния поверхностного слоя под ионно-модифицированной поверхностью и увеличение рентгеновской плотности дислокаций. Методом дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ)

показано, что после облучения ионным пучком наблюдается частичная фрагментация поверхностных зерен В2 фазы никелида титана.

Кристаллографический анализ взаимной ориентации фрагментов субструктуры как со структурой В2, так и со структурой В19', в отдельных зернах поликристаллического образца показал, что преимущественным механизмом образования внутризеренных областей (фрагментов) с разориентированной структурой является термоупругое мартенситное превращение (МП) $B2 \leftrightarrow B19'$. Предположительно, протекание прямого МП $B2 \rightarrow B19'$ в полях упругих напряжений и обратного МП $B19' \rightarrow B2$ в результате релаксации этих напряжений приводит к появлению областей со структурой В2 с ориентацией кристаллографического базиса, не совпадающей с его ориентацией в исходном зерне, а соответствующей одной из возможных альтернативных кристаллографических ориентации с эквивалентной системой сдвига. Высказанное предположение подтверждается значениями ориентационных параметров (углов между базисными векторами и осями поворота), рассчитываемых из экспериментальных значений углов Эйлера, описывающих каждую ориентацию каждого фрагмента на картах ДОЭ.

Установленные закономерности согласуются с результатами исследования дефектной структуры модифицированного приповерхностного слоя методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Показано, что для него характерна существенная неоднородность микроструктуры, обусловленная высокой локальной неоднородностью полей внутренних напряжений, вызванной, главным образом, несовместностью деформации различно ориентированных зерен. Обнаружено, что релаксационно-аккомодационными деформационными механизмами являются формирование локализованных зон мартенситного превращения, а также полос локализованной деформации, деформационных двойников. Выявлена связь активности основных систем скольжения с закономерностями эволюции количественных параметров формирующейся в приповерхностном слое микроструктуры. Так, быстрое локальное накопление высокой плотности дислокаций (до 10^{14} м^{-2}) с последующей частичной фрагментацией характерно для благоприятно ориентированных к направлению нагружения (воздействия пучком ионов) зерен. При этом возникновение высоких градиентов плотности дефектов и разориентаций кристаллической решетки может приводить к развитию процессов динамической рекристаллизации, обеспечивающих наблюдаемый рост линейных размеров отдельных фрагментов до 15 мкм.

Работа выполнена по проекту СО РАН № III.23.3.1.

ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛИОННЫМИ И ИММЕРСИОННЫМИ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ МЕТОДАМИ

Мейснер Л.Л.^{1,2}, Миронов Ю.П.¹, Мейснер С.Н.^{1,2}, Кашин О.А.¹,
Кудряшов А.Н.³, Лотков А.И.¹

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³ООО «Ангиолайн», Новосибирск, Россия.

llm@ispms.tsc.ru

В докладе обсуждаются эффекты на рентгеновских дифракционных картинах от образцов TiNi после их поверхностной модификации с использованием элионных (электронно- и ионно-пучковых или иммерсионных ионно-плазменных) методов, обусловленные изменением геометрии рентгеновских съемок – от симметричной (по Брэггу-Брентано) к асимметричной (Ламбо–Вассамийе) [1], длины волны рентгеновского излучения и условий съемок. Детально описаны геометрические схемы рентгеновских съемок с использованием дифрактометра общего назначения. Обсуждаются абберрации и искажения рентгеновской дифракционной картины, связанные с переходом к асимметричной геометрии рентгеновских съемок, которая лежит в основе известных рентгеновских методов наклонных съемок и скользящего пучка. На модифицированных ионными (ионы Si или Zr) и электронными пучками образцах TiNi показано, что эти дифракционные эффекты могут быть источником экспериментальных данных о структурно-неоднородных фазовых и упруго-напряженных состояниях, сформировавшихся в приповерхностных слоях после радиационных воздействий. Например, направленные смещения основных дифракционных рефлексов фазы В2 в образцах TiNi, модифицированных электронным пучком, указывают не только на появление после обработок полей упругих напряжений 1 рода под облученной поверхностью, но и на характер этих напряжений (растяжения/сжатия) и их ориентацию. Из анализа дифракционных картин и экспериментальной оценки величины деформации кристаллической решетки вдоль выбранного направления $\varepsilon_\psi = \frac{a_\psi - a_0}{a_0}$ (a_0 – параметр решетки

фазы В2 в образце TiNi до облучения) для фазы В2 сделано заключение, что в кристаллографических плоскостях с ориентациями, параллельными (или близкими) к плоскости поверхности образца, значения ε_ψ растут по абсолютной величине с приближением к поверхности, оставаясь всегда отрицательными ($\varepsilon_\psi^- < 0$ – деформация сжатия). В кристаллографических плоскостях с ориентациями, перпендикулярными (или близкими) к плоскости поверхности образца значения ε_ψ также растут по абсолютной

величине с приближением к поверхности, оставаясь всегда положительными ($\varepsilon_{\psi}^{+} > 0$ – деформация растяжения). Наибольшее абсолютное значение ε_{ψ} имеет в переплавленном поверхностном слое, а компоненты ε_{ψ}^{+} и ε_{ψ}^{-} градиентно уменьшаются до близких к нулю значений на глубине ~ 12 мкм от поверхности.

Сформулированы рекомендации по использованию асимметричной геометрии съемок на дифрактометрах общего назначения. Прежде всего, для получения качественных и количественных данных о фазовом составе, параметрах решеток основных фаз, упруго-напряженных состояниях и изменениях этих характеристик по глубине, рекомендуется для одного и того же образца «одновременно» получать две группы дифрактограмм – в симметричной и асимметричной геометрических схемах с вариацией длины волны рентгеновского излучения и условий съемок (с β -фильтром/без β -фильтра). Сделано заключение, что данные методики более эффективны для исследования структурно-неоднородных состояний в образцах TiNi, когда толщина приповерхностных модифицированных слоев составляет $1 \div 10$ мкм (после электронно-пучковой модификации), и требуют специальных условий съемок, когда толщина приповерхностных модифицированных слоев не превышает 1 мкм (после ионно-пучковой модификации).

Работа выполнена по проекту ФЦП (Соглашение № 14.604.21.0031 от 17.06.2014 по предоставлению субсидий).

Литература:

1. Lambot H., Vassamilleta L., Dejace J.. The measuring of lattice distortions in metal single crystals // *Acta Metallurgica*. –1953.–V.1.–No.6.–P.711-719.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Лотков А.И.

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

Поверхностная модификация материала пучками частиц в настоящее время является важным методом улучшения его функциональных свойств. В частности, обработка никелида титана импульсными низкоэнергетическими высокоточными электронными пучками (НСЭП) в режимах поверхностного плавления перспективна для его медицинского использования. Результатом поверхностной модификации материала является изменение морфологии, создание градиентного структурно-фазового и напряжённого состояния поверхностного слоя. В связи с этим, целью работы было: выявить закономерности изменения фазового

состояния и кристаллической структуры фаз при различных параметрах электронно-пучкового воздействия и сопоставить их с изменением морфологии поверхности.

Исходные образцы при комнатной температуре находились в состоянии со структурой высокотемпературной фазы В2 (температура фазового перехода $B2 \rightarrow B19'$, $M_H \approx 283 \text{ K} < T_{\text{ком}}$, с параметром решётки $a_{0B2} \approx 0.3013 \text{ нм}$, что соответствует соотношению $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$) с наличием малого количества фазы структуры Ti_2Ni (Ti_4Ni_2O). Обработка поверхности проводилась в ИСЭ СО РАН и состояла в облучении низкоэнергетическим (до 30 кэВ) сильнотоочным (до 30 кА) электронным пучком в режимах поверхностного плавления в условиях вакуума ($\sim 10^{-4} \text{ Па}$). Средняя плотность энергии электронного пучка изменялась в диапазоне $3 \div 9 \text{ Дж/см}^2$, а длительность импульса находилась в диапазоне $2.6 \div 4 \text{ мкс}$. Количество импульсов составляло 1, 5, 20, 50. Модифицированный слой исследовали с помощью оборудования ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН методами РСА (дифрактометр ДРОН-7, Буревестник, Россия) с использованием симметричной и асимметричной схем отражения, оптической (Axiovert 200 MAT, Zeiss) и растровой электронной (EVO 50, Zeiss) микроскопии.

Показано, что уже при минимальной из выбранных доз электронно-пучкового воздействия, на поверхности материала и в приповерхностном слое происходят изменения. Они состоят: 1) в появлении касательных растягивающих и нормальных сжимающих упругих напряжений 1-го рода (деформаций ϵ^I), результатом которых является выравнивание матовой поверхности до зеркальной; 2) в возникновении перекристаллизованного остротекстурированного поверхностного слоя со структурой В2 исходной фазы, в котором кристаллографические плоскости типа (h00) в точности параллельны плоскости модифицированной поверхности образца; 3) в появлении мартенситной фазы В19' деформационного происхождения; 4) в растворении частиц фазы структуры Ti_2Ni и сопутствующих локальных изменениях соотношения элементов в приповерхностном слое.

При увеличении количества импульсов НСЭП минимальных энергий до 20, эти изменения становятся более отчётливыми, а при 50 импульсах утрачивают некоторые из своих признаков. В ещё большей степени указанные признаки исчезают при увеличении энергетической дозы воздействия в каждом из импульсов. В этих случаях на модифицированной поверхности можно видеть кратерный рельеф, характерный для выхода газообразного вещества из подповерхностного слоя. При максимальных энергетических дозах в отдельном импульсе последнее наблюдается и после однократного воздействия НСЭП. При многократном воздействии импульсами максимальных энергий модифицированная поверхность покрывается сплошной сеткой микротрещин шириной около 0.2 мкм. В этом случае деформация ϵ^I в приповерхностном слое толщиной порядка микрона близка к нулю, но сохраняется в слое толщиной 10 мкм.

Помимо количества и размеров газывыводящих кратеров, величиной зависящей от суммарной энергии воздействия электронным пучком является доля мартенситной фазы В19'. Вероятно, что эти величины пропорциональны толщине модифицированного слоя, в котором высокие механические напряжения релаксируют в том числе и по механизму фазовой неупругости.

Работа выполнена по проекту СО РАН III.23.2.1.

НЕРАВНОВЕСНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Нейман А.А.¹, Мейснер Л.Л.^{1,2}, Лотков А.И.¹, Сёмин В.О.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
nasa@ispms.tsc.ru,

Взаимодействие высокоэнергетических пучков заряженных частиц (электронов, ионов, фотонов) с материалами и применение результатов этого взаимодействия для практических целей обеспечивает высокий интерес к данным исследованиям. Воздействие сконцентрированным импульсом энергии на поверхность металла или сплава представляет собой единичный сверхбыстрый термический цикл, объединяющий в себе процессы сверхбыстрого нагрева/плавления и охлаждения/закалки, а также динамического нагружения, приводящего к интенсивным деформациям. В совокупности это приводит к изменению химического, фазового составов, формированию неравновесных микроструктур как в зонах прямого воздействия, так и в их более глубоких слоях, а получаемые физические, химические, механические свойства материалов, часто недостижимы при использовании других, более распространённых методов поверхностной обработки.

Перспективным методом поверхностной модификации материалов с помощью высокоэнергетических потоков заряженных частиц является метод воздействия импульсными низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Сверхбыстрые неравновесные процессы нагрева–охлаждения, динамического нагружения–разгрузки приводят к изменению химического состава, упруго-напряженного состояния и микроструктуры в поверхностных слоях обрабатываемых материалов.

Применение сплавов на основе никелида титана в медицине заставляет уделять особое внимание состоянию поверхности и способам ее модификации. В литературе отмечается, что поверхностная обработка никелида титана с использованием низкоэнергетических сильноточных электронных пучков, наряду с изменением физико-химических и механических свойств модифицированного слоя, приводит к повышению биосовместимости изготовленных из них изделий медицинского назначения.

Анализ литературы показывает, что эволюция структурных состояний, формирующихся в поверхностном слое никелида титана, их изменение в зависимости от параметров обработки импульсными электронными пучками мало изучены и поэтому не представляются достаточно ясными. Таким образом, цель данной работы - экспериментальное изучение закономерностей формирования неравновесных структурных состояний в приповерхностных слоях сплава на основе никелида титана в результате электронно-пучковых воздействий в режимах импульсного плавления поверхностного слоя, используемых для обработки поверхности медицинских имплантатов.

В работе исследованы структурно-фазовые состояния и их эволюция по глубине вдоль поперечных сечений к обработанной низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками поверхности образцов никелида титана. Для электронно-пучковой обработки поверхности использовали «режим поверхностного плавления» с диапазоном параметров: плотностью энергии в пучке $10 \div 30 \text{ Дж/см}^2$, количество импульсов $1 \div 50$, длительность импульса $20 \div 50 \text{ мкс}$. Общим для всех обработок является то, что приповерхностная область образца после данных обработок приобретает слоистое строение, каждый из слоев отличается фазовым составом и структурным состоянием входящих в него фаз. Установлено, что наружный поверхностный слой, полученный при кристаллизации из расплава, имеет толщину $8\text{--}10 \text{ мкм}$. Этот слой характеризуется однофазным состоянием с искаженной структурой на основе фазы В2 с параметрами $a=b=3.003 \div 3.033 \text{ \AA}$, $c=3.033 \div 3.063 \text{ \AA}$ и $\alpha=89.3 \div 90^\circ$, $\beta=\gamma=90^\circ$, квазиоднородным химическим составом, соответствующим формуле $\text{Ti}_{51.7}\text{Ni}_{48.3}$, признаками текстуры кристаллизации в направлении, близком к $\langle 410 \rangle_{\text{В2}}$; неоднородной по величине деформацией кристаллической решетки. Примыкающий к нему нижележащий слой образца кроме фазы В2 содержит мартенситную фазу со структурой В19'. Структурное состояние фазы В2 в этом слое близко к равновесному и характеризуется параметрами, близкими параметрам исходной фазы В2 исходного образца до облучения.

Работы выполнены в части исследований методами РСА, РЭМ – по проекту СО РАН №П.23.2.1, в части исследований методами ПЭМ – по гранту РФФИ 14-08-31602_мол_а.

ОБРАБОТКА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОННЫМИ И ИОННЫМИ ПУЧКАМИ

Панин А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

В настоящее время большое внимание уделяется исследованию и разработке методов поверхностного упрочнения конструкционных материалов, основанных на использовании высококонцентрированных источников энергии. Основным достоинством плазменных и пучковых технологий является контролируемое изменение рельефа поверхности, структуры, элементного и фазового состава обрабатываемого материала. Несмотря на то, что в литературе накоплен обширный материал, посвященный природе структурно-фазовых превращений, протекающих в металлах и сплавах под действием лазерных, электронных и ионных пучков, многие вопросы до сих пор являются нерешенными. Кроме этого, остаются недостаточно изученными механизмы деформации и разрушения материалов с модифицированными поверхностными слоями при различных видах нагружения.

В работе продемонстрированы основные закономерности изменения морфологии поверхности, структуры и механических характеристик конструкционных материалов, подвергнутых обработке электронными и ионными пучками. В качестве материала для исследований были выбраны технический титан ВТ1-0, медь М1, нержавеющая сталь 12Х18Н10Т, ферритно-мартенситная сталь ЭК-181 и др.

Показано, что при обработке низкоэнергетическими (<40 кэВ) сильноточными электронными пучками происходит плавление и быстрая кристаллизация тонкого поверхностного слоя металлов и их сплавов, приводящие к формированию многослойной градиентной структуры. Продemonстрировано влияние плотности энергии электронного пучка и числа импульсов на структуру модифицированного поверхностного слоя, его механические характеристики, величину и знак микро- и макронапряжений.

Показано, что результат бомбардировки поверхности конструкционных материалов ионами Zr^{+} и Ti^{+} определяется развитием двух конкурирующих процессов – осаждением металлической пленки и непрерывным распылением как осаждаемого материала, так и поверхностного слоя обрабатываемой подложки. Продemonстрировано влияние термических напряжений, а также эффекта термического травления металлической подложки на рельеф поверхности обработанных образцов. Установлено, что путем изменения напряжения смещения, приложенного между катодом и образцом, а также длительности ионной бомбардировки можно эффективно управлять толщиной, структурой и фазовым составом модифицированного поверхностного слоя подложки.

Изучены механизмы разрушения поверхностных слоев конструкционных материалов, модифицированных электронными и ионными пучками, при термическом нагружении и одноосном статическом растяжении. Показано, что термический отжиг обуславливает интенсивный рост нано- и субмикронных зерен, сформированных в металлах при электронно-пучковой обработке. В образцах, обработанных ионными пучками, имеет место интенсивное образование оксидов титана или циркония, приводящее к скалыванию модифицированного поверхностного слоя при последующем охлаждении. Продemonстрировано влияние основного металла на характер растрескивания поверхностных слоев, обработанных электронными и ионными пучками, в процессе одноосного растяжения.

THE INFLUENCE OF VACANCY GENERATION ON THE INITIAL STAGE OF ION IMPLANTATION

Parfenova E.S.¹, Knyazeva A.G.^{1,2}

¹*National Research Tomsk Polytechnic University, Institute of High Technology Physics, Russia,*

²*Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS, Tomsk, Russia*
Linasergg@mail.ru, anna-knyazeva@mail.ru

The coupled model is presented to describe the elements penetration into the surface layer of metal during the process of ion implantation. The purpose of this work is to study the influence of the vacancies generation on the diffusion of impurities and distribution of mechanical stress.

Mechanical stresses arising due to the interaction of particles with the surface affect the redistribution of the implanted impurity. In addition, the existence of vacancies in the metal surface and their generation under the stresses influence are taken into account. The kinetic law is written on the basis of the thermodynamics of irreversible processes. The solution had been found numerically. As a result, the distributions of impurity concentration and deformations have been obtained for various time moments. The comparison of the concentration and deformation profiles with vacancies and without their have been given. Also the influences of some model parameters are presented. Established, that effect of vacancies generation on the diffusion leads to an increase the depth of penetration, as well as an increase in the concentration of impurities.

**ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ВЕЩЕСТВА
ПРИ ДИСПЕРГИРОВАНИИ ПРОВОДНИКОВ ИЗ МЕТАЛЛОВ
И БИНАРНЫХ СПЛАВОВ ИМПУЛЬСОМ ТОКА**

Первиков А.В.¹, Лернер М.И.^{1,2}, Глазкова Е.А.¹, Домашенко В.В.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
pervikov@list.ru.*

Одним из практических применений явления электрического взрыва проводников (ЭВП) является получение наноразмерных частиц металлов и их химических соединений. Из экспериментальных данных следует, что при введении в металлический проводник энергии (E), превышающей энергию его сублимации (E_c), продукты ЭВП на ранней стадии расширения представлены смесью конденсированной фазы (кластеров) и газа. Остается неясным происходит ли испарение конденсированной фазы продуктов ЭВП при расширении, что приводит к формированию частиц из газовой фазы или формирование частиц осуществляется вследствие коагуляции кластеров неиспарившейся конденсированной фазы.

Целью данной работы являлось определение механизма формирования двухфазного состояния продуктов ЭВП при нагреве металлического проводника импульсом тока.

Результаты проведенных ранее исследований позволяют нам сделать утверждать, что формирование двухфазного состояния продуктов ЭВП происходит за счет развития термодинамических флуктуаций плотности в жидком металле при его нагреве. Такие флуктуации могут формироваться при разрушении кластеров ближнего порядка, что сопровождается переходом структуры жидкого металла от «квазикристаллической» к «квазигазовой».

На основании кластерно-ассоциатной модели жидких металлов нами был проведен расчет температуры, при которой происходит разрушение кластеров жидкой фазы алюминия. Расчет показал, что переход от «квазикристаллической» к «квазигазовой» структуре жидкого алюминия происходит при температурах порядка 1600 – 1700 К, что соответствует величине введенной энергии $E \approx 1,2$ кДж/г.

Полученные значения E , соответствующей началу разрушения кластеров жидкого алюминия, оказываются значительно ниже энергии сублимации ($0,15E_c$) и значений энергий, введение которых в проводник возможно в условиях ЭВП ($1,5E_c$ для металлов с низкой и $3E_c$ для металлов высокой электропроводностью). Для определения сохранения конденсированной фазы в продуктах ЭВП при значениях энергии, превышающих энергию сублимации, был исследован фазовый состав, биметаллических частиц, полученных при диспергировании сплавов Л63 и ПОС61. В случае сохранения конденсированной фазы при ЭВП и формирования частиц за счет коагуляции кластеров конденсированной

фазы, фазовый состав частиц должен определяться атомным содержанием элементов (ближним порядком) в кластерах конденсированной фазы.

Результаты исследований показывают, что при изменении величины введенной энергии в проводник сплава Л63 в интервале значений $0.8 \leq E/E_c \leq 2$ и проводник сплава ПОС61 в интервале значений $0.8 \leq E/E_c \leq 1.7$ изменения фазового состава не наблюдается. Кристаллическая структура биметаллических частиц Cu-Zn представлена β' и α фазами в соотношении 3:1. Увеличение энергии дуговой стадии разряда в продуктах ЭВП приводит к уменьшению содержания β' и появлению фазы ZnO, что может быть связано с дополнительным нагревом конденсированной фазы и ее испарением, приводящим к формированию частиц из газовой фазы. Аналогичное влияние дуговой стадии разряда на изменение фазового состава формирующихся частиц, наблюдалось для сплава ПОС61. Увеличение дуговой стадии разряда приводило к увеличению параметра элементарной ячейки для Pb и Sn, свидетельствуя об увеличении содержания легирующего элемента при формировании частиц из газовой фазы.

Полученные в данной работе результаты исследований позволяют сделать следующие выводы:

- формирование двухфазного состояния продуктов ЭВП, может быть вызвано развитием флуктуаций плотности в объеме расплава проводника, приводящих к неоднородному выделению энергии в его объеме и последующему диспергированию системы «кластеры-газ»;
- фазовый состав наночастиц, полученных методом ЭВП бинарных сплавов, определяется ближним порядком, характерным для расплава проводника в окрестности точки, соответствующей началу разрушения кластеров ближнего порядка в жидкой фазе.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН III.23.2 (2013-2016 гг.) и Гранта РФФИ 14-08-31363.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ БАЛОК ИЗ КЛЕЕНОЙ ДРЕВЕСИНЫ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ И УДАРНЫХ НАГРУЗКАХ

Радченко П.А.^{1,2}, Батуев С.П.¹, Копаница Д.Г.¹, Лоскутова Д.В.¹,
Лебедев И.А.¹, Радченко А.В.^{1,2}

¹*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
andrey-radchenko@live.ru*

В работе численно и экспериментально исследуется поведение балки из клееной древесины при низкоскоростном ударе. Эксперименты проводились на копровой установке. На балку размером 330 x 110 x 3000мм сбрасывался груз массой 385кг. Высота, с которой сбрасывался груз, варьировалась от 0,25 до 1,4м. При испытаниях образцов для

увеличения продолжительности действия нагрузки использовались демпферы. В процессе эксперимента проводились измерения деформаций, ускорений и скоростей. Для этого на поверхности балки были установлены тензорезисторы с базой 20мм, датчики ускорения, работающие в двух плоскостях. Также проводились эксперименты по пробитию балок из древесины ударниками в диапазоне скоростей 50-200м/с.

Численное моделирование проводилось методом конечных элементов в трехмерной постановке в рамках феноменологического подхода механики сплошной среды с использованием оригинальной численной методики. Поведение материала балки описывалось анизотропной средой с ортотропной симметрией упругих и прочностных свойств. При описании разрушения учитывались различия в прочности древесины при сжатии и растяжении. В качестве критериев разрушения использованы тензорно-полиномиальные критерии четвертого и второго порядка. Исследовано влияние кинематических и геометрических параметров на динамику разрушения балки.

РАЗРУШЕНИЕ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Радченко П.А.^{1,2}, Батуев С.П.¹, Плевков В.С.¹, Радченко А.В.^{1,2}

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

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
ralchenko@live.ru

Строительство многих промышленных объектов, в том числе сооружений специального защитного назначения, в настоящее время невозможно без оценки их прочности на динамические нагрузки, к которым относится взрыв и высокоскоростной удар. В работе решается актуальная проблема механики сплошной среды - изучение закономерностей поведения композитных материалов в экстремальных условиях и конструкций под действием интенсивных взрывных и ударных нагрузок, с целью прогнозирования возможных механических повреждений. В рамках указанной проблемы проведены экспериментальные и численные исследования разрушения конструкций из фибробетона с применением металлической и неметаллической фибры и стержневой арматуры (в том числе из угле - и стеклопластика) в условиях взрывного и ударного нагружений. Математическое и численное моделирование проводится в трехмерной постановке как в рамках феноменологического подхода с учетом анизотропии упругих и прочностных свойств материалов, так и механистического, с явным описанием армирующих элементов. Исследована динамика зарождения и развития разрушений в зависимости от условий нагружения. Получено хорошее согласование экспериментальных и численных результатов.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОЙ КЕРАМИКИ: ЭКСПЕРИМЕНТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ

Скрипняк В.В.¹, Шилько Е.В.^{1,2}, Скрипняк В.А.^{1,2}, Псахье С.Г.^{1,2},
Брагов А.М.³, Ломунов А.К.³, Игумнов Л.А.³

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет, Россия
skrp2012@yandex.ru

Разработка методов определения механического поведения новых наноструктурных конструкционных и функциональных керамических материалов при ударных и взрывных воздействиях имеет важное научное и прикладное значение.

Для изучения закономерностей деформации и разрушения наноструктурированных керамических материалов при квазистатических и динамических воздействиях предложен комплексный метод, сочетающий экспериментальные исследования с применением модифицированного метода Кольского, с теоретическими исследованиями на основе двухуровневого компьютерного моделирования в рамках подхода вычислительной мезомеханики.

Метод использован для исследования динамики деформации и разрушения опытных образцов наноструктурных керамических материалов на основе ZrO_2 и ZrB_2 в условиях статического и динамического нагружения.

Образцы керамических материалов были получены методом спекания и неизостатического горячего прессования из механоактивированных наноструктурных порошков ZrO_2 и ZrB_2 .

Полученные экспериментальные диаграммы нагружения исследованных керамических материалов в широком диапазоне скоростей деформации свидетельствуют о нелинейном характере деформирования как при нагрузке, так и при разгрузке. Обнаружено, что разрушение в условиях динамического и квазистатического нагружения имеет выраженный квазихрупкий характер.

Величина эффективных упругих модулей разгрузочных ветвей в несколько раз больше, чем нагрузочных. Вследствие этого, при проведении динамических испытаний наноструктурной керамики требуется использование образцов, имеющих достаточно большие геометрические размеры в направлении распространения волн нагружения.

Проведенные испытания образцов керамики различной толщины свидетельствуют о том, что деформируемость тонких образцов значительно выше, чем толстых. При этом значения динамической прочности при сжатии практически не зависят от толщины образцов.

Вследствие этого удельная энергоемкость тонких образцов оказалась существенно выше, чем толстых.

Исследовано комплексное поведение и определены механические свойства ZrO_2 керамики как в условиях квазистатического нагружения, так и динамического со скоростями деформации $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$.

Для исследования динамики разрушения образцов наноструктурированной керамики разработан ряд новых методических приемов динамических испытаний (испытание в стесненных условиях, испытание на динамическое раскалывание, испытание на откольное разрушение удлиненных блоков).

В экспериментах с ограничивающей обоймой определены зависимости сдвиговой прочности керамики от давления, построены кривые объемной сжимаемости. Отмечено сильное влияние на механические свойства объемности напряженного состояния.

Экспериментальные данные использованы при создании двухуровневых моделей механического поведения керамических материалов, учитывающих параметров распределения пор по размерам, наличия кластеров наноразмерных пор на мезоскопическом уровне.

Моделировались процессы развития повреждений и фрагментации модельных объемов керамических материалов в условиях динамического нагружения. Обнаружено, что зарождение повреждений происходит вблизи кластеров нанопор и пор наибольших размеров – микро- и мезоскопических пор. Размеры формирующихся фрагментов разрушения керамики существенно превышают размеры зерен. Показано, что значения удельной энергии образования повреждений, полученные при моделировании динамического нагружения модельных объемов нанокомпозитов, могут быть использованы для оценки вязкости разрушения.

Работа выполнена в рамках при поддержке гранта РФФИ № 12-01-00805-а и стипендиальных фондов Президента РФ и Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского

EVOLUTION OF MULTI-SCALE STRUCTURE AND PROPERTIES OF INITIAL SHS CERMET POWDERS AND PLASMA-SPRAYED COATINGS AT HIGH-ENERGY IMPACTS ON COMPONENTS

Solonenko O.P.¹, Ovcharenko V.E.², Ivanov Yu.F.³, Chesnokov A.E.¹,
Smirnov A.V.¹, Golovin A.A.¹

¹*Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics, SB RAS, Novosibirsk, Russia,*

²*Institute of Strength Physics and Material Science, SB RAS, Tomsk, Russia,*

³*Institute of High-Current Electronics, SB RAS, Tomsk, Russia*

At present spraying of cermet powders WC-Me (Me=Co, Co-Cr, etc.) with the help of HVOF became widely spread. Use of plasma spraying of such powders is rather problematic due to tungsten carbide degradation

$WC \rightarrow W_2C \rightarrow W$ at increased temperatures. At the same time, great prospects open when using tungsten-free cermet powders (TiC-Ni, TiC-NiCr, etc.) for plasma spraying of wear-resistant and corrosion-resistant coatings as compound of titanium carbide is stable up to melting point. In the present paper, on the example of TiC-NiCr composition, the method of production of TiC-Me cermet powders with particle size of 40-90 μm and preset volume content (15-50%) of metal binder is offered.

Characteristic feature of concept based on investigations is through stage-by-stage control of high-energy actions themselves (mechanochemical activation (MA) of initial powder components, subsequent self-propagating high-temperature synthesis (SHS) of cermets under pressure and also in the mode of free combustion) and their influences on parameters of multilevel structure in SHS powder materials and plasma sprayed cermet coatings (as-sprayed and treated by pulsed electron-beam). The following principal results can be formulated:

1) The yield of specified fraction (40-90 μm) of TiC-NiCr powder prepared by mechanical grinding of compact synthesized under pressure was no more than 20%, that is explained by its rather high hardness (~ 60 HRC).

2) At the same time, grinding of SHS compact produced, other things being equal, in the mode of free combustion of MA initial powder components, provides multiple gain in yield (60% and more) of specified powder fraction.

3) It was established that at increase in volume content of nickel-chrome binder, there is a gradual redistribution of number of ultra-fine carbide inclusions towards the smaller sizes; simultaneously, the increase in volume content of metal binder leads to refinement of crystal structure in the synthesized cermet product.

4) It was shown the applicability of the synthesized TiC-NiCr cermet powders for plasma spraying, in the conditions of controlled aggregate state of composite particles. But, a high volume content of ultra-fine carbide inclusions in cermet particles is the reason of their low level deformation at impact with substrate or coating surface that results in rather high porosity of plasma-sprayed coatings. Porosity in plasma-sprayed cermet coating can be reduced, with simultaneous strengthening of the coating-to-substrate bonding, by giving the coating a pulsed high-energy treatment [1].

5) With use of the developed physical model of porosity evolution at pulsed high-energy treatment of coating, the computing experiments were carried out, which allowed to optimize power density in a single pulse and its duration depending on thickness and porosity of TiC-NiCr cermet coatings, and also volume ratio of carbide inclusions.

Acknowledgements. This work was supported by SB RAS in the frame of Interdisciplinary Integration Project No.2 for 2012-2014.

References:

1. O.P. Solonenko, V.E. Ovcharenko, Yu.F. Ivanov, and A.A. Golovin, Plasma-sprayed metal-ceramic coatings and modification of their structure with pulsed electron-beam irradiation, J. of Thermal Spray Technology, 2011, Vol. 20, No. 4, P. 927-938.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ Ti-Y

Соснин К.В.¹, Райков С.В.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3},
Будовских Е.А.¹, Ващук Е.С.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru, yufi55@mail.ru

Цель работы – анализ закономерностей формирования структуры и свойств поверхностных сплавов системы Ti-Y, синтезированных высокоинтенсивными методами воздействия.

В качестве материала основы был использован титановый сплав ВТ1-0. Легирование и формирование поверхностного сплава системы Ti-Y осуществляли по двухступенчатой схеме. На первом этапе использовали метод электровзрывного легирования. Последующую высокоскоростную термическую обработку сплава осуществляли высокоинтенсивным импульсным пучком электронов на установке «СОЛО».

Комплексное воздействие на поверхностный слой, заключающееся в электровзрывном легировании и последующем облучении электронным пучком, приводит к трехкратному увеличению микротвердости поверхности облучения. При этом величина микротвердости практически не зависит от плотности энергии пучка электронов. Плотность энергии пучка электронов оказывает определяющее влияние на профиль микротвердости модифицированного слоя. Толщина упрочненного слоя, соответствующая двукратному превышению микротвердости модифицированного слоя изменяется не монотонным образом, достигая максимального значения при облучении материала электронным пучком с плотностью энергии 50 Дж/см².

Упрочнение поверхностного слоя сопровождается снижением коэффициента трения в 6 раз. Трибологические испытания показали, что для титана исходного состояния и титана, подвергнутого ЭВЛ и облученного электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 70 Дж/см², коэффициент трения на первых же циклах достигает ~0,45 и далее с учетом флуктуаций изменяется в пределах 0,45÷0,52. Формирующийся при меньших плотностях энергии пучка электронов поверхностный слой титана, легированного иттрием, характеризуется иным поведением коэффициента трения. А именно, появляется начальная стадия износа с низким (~0,07) и стабильным коэффициентом трения, характеризующаяся небольшими флуктуациями. Такое поведение коэффициента трения указывает на преимущественно абразивный механизм износа на этой стадии испытаний. Протяженность этой стадии существенным образом зависит от энергии пучка электронов и достигает

максимальной величины при облучении электронным пучком при плотности энергии 50 Дж/см².

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.

АНАЛИЗ УГЛОВОЙ РАЗОРИЕНТАЦИИ ФРАГМЕНТОВ СУБСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ ЗЕРЕН НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА НИХ ИОНАМИ КРЕМНИЯ

Твердохлебова А.В.¹, Мейснер Л.Л.^{1,2}, Мейснер С.Н.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
a@vtverd.ru*

Ранее [1], методами EBSD было показано, что после обработки поверхности образцов TiNi пучками ионов кремния наблюдается изменение и фрагментация зеренной структуры приповерхностного слоя исследуемого материала. Механизмы обнаруженных эффектов до конца не выяснены.

Целью данной работы является выявление механизмов фрагментации структуры поверхностного слоя путем кристаллографического анализа угловой разориентации фрагментов субструктуры поверхностных зерен никелида титана после воздействия на них ионами кремния.

Для анализа ориентационных соотношений между фрагментами разработан следующий подход. По углам Эйлера строили матрицу поворота, которая характеризует кристаллографическую ориентацию структурного фрагмента относительно системы координат XYZ привязанной к образцу: $M(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = M_z(\varphi_1) \cdot M_x(\Phi) \cdot M_z(\varphi_2)$. Тогда матрица перехода от базиса P1 в базис P2 в трёхмерном евклидовом пространстве примет вид: $M_{P1 \rightarrow P2} = M_{P1}^T \cdot M_{P2}$, где M_{P1} и M_{P2} характеризуют кристаллографическую ориентацию фрагментов P1 и P2 относительно системы координат привязанной к образцу соответственно.

Зная матрицу поворота можно вычислить ориентационные соотношения, такие как угол и ось разворота, необходимые для перевода базиса P1 в базис P2, углы между основными кристаллографическими направлениями и т.д.

Для анализа взаимных кристаллографических ориентаций между структурами B2 и B19' были рассчитаны матрицы преобразования B2 $\leftrightarrow$ B19'. Для расчетов использованы ориентационные соотношения, взятые из обзора [2]. Матрицы преобразования структуры B2 $\leftrightarrow$ B19', описанные в [2], оказываются не удобными для анализа данных EBSD. Поэтому в данной работе предлагается использовать следующие матрицы: 1) разворот базисных векторов - матрица **R**, 2) изменение длин базисных векторов и изменение угла β - матрица **B** (1). Было рассчитано 12 матриц поворота **R**, каждая из которых разворачивает базис структуры B2 в

положение, соответствующее ориентации одного из 12 кристаллографически возможных вариантов мартенсита B19'.

В данной работе используются обозначения 12-и вариантов мартенсита B19', принятые в [2]: 1, 1', 2, 2', ..., 6, 6'. Тогда $R_1, R_{1'}, \dots, R_6, R_{6'}$ – матрицы поворота для каждого варианта мартенсита, соответственно. Матрица B одинакова для всех вариантов и имеет вид:

$$R_{2'} = \begin{pmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{\sqrt{2}} & -\frac{1}{\sqrt{2}} \\ 0 & -\frac{1}{\sqrt{2}} & -\frac{1}{\sqrt{2}} \end{pmatrix}; B = \begin{pmatrix} \frac{a}{a_0} & 0 & \sqrt{2}\cot\beta \\ 0 & \frac{b}{a_0} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{c}{a_0} \end{pmatrix} \quad (1)$$

Таким образом, прямое $M_{B2 \rightarrow B19'}$ и обратное $M_{B19' \rightarrow B2}$ мартенситное превращение можно описать, соответственно, как $M_{B2 \rightarrow B19'} = R \cdot B$ и $M_{B19' \rightarrow B2} = R^T \cdot B^{-1}$.

Проведенный анализ показал, что основным механизмом релаксации напряжений в поверхностном слое никелида титана после ионно-пучкового воздействия является обратимое МП $B2 \Leftrightarrow B19'$. При этом, обратное МП происходит по кристаллографически эквивалентной системе сдвига, обеспечивая появление областей (фрагментов) с тем же типом кристаллической структуры, но другой ориентацией кристаллографического базиса.

Литература:

1. Мейснер С.Н. Фрагментация структуры приповерхностного слоя никелида титана, вызванная импульсным воздействием на его поверхность пучками ионов кремния // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2014. – Т. 57. – №. 3. – С. 108-115.
2. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys // Progress in materials science. – 2005. – Т. 50. – №. 5. – С. 511-678.

Секция 6.
Высокоэнергетические воздействия

**ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОРОВОГО
ДАВЛЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЙ ОТКЛИК
ГАЗОНАСЫЩЕННЫХ ПРОНИЦАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Астафуров С.В.^{1,2}, Шилько Е.В.^{1,2}, Димаки А.В.^{1,2}, Псахье С.Г.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
svastafurov@gmail.com*

Актуальной задачей механики деформируемого твердого тела является изучение закономерностей механического отклика и разрушения контрастных гетерогенных материалов и сред. В данном случае под термином «контрастные» понимаются гетерогенные системы, различные компоненты которых могут находиться в различных агрегатных состояниях. Наличие газовой фазы в трещино-поровом пространстве геологической среды (например, в угольном пласте) может оказывать существенное влияние на прочностные и деформационные характеристики материала. При этом, в связи со сложным механическим взаимодействием фаз, находящихся в различных агрегатных состояниях исследование влияния газа на механический отклик твердофазного каркаса представляет собой достаточно сложную проблему. Решение данной задачи не может быть осуществлено без использования современных методов компьютерного моделирования. Поэтому целью настоящей работы являлось теоретическое исследование влияния порового давления на механический отклик газонасыщенных проницаемых материалов, находящихся в сложном напряженном состоянии. Решение поставленных задач осуществлялось на основе компьютерного моделирования методом гибридных клеточных автоматов (ГКА), объединяющего формализмы метода подвижных клеточных автоматов (ПКА) для описания механического отклика твердофазного каркаса и метода классических клеточных автоматов для моделирования процессов фильтрации и диффузии газа в трещинно-поровом пространстве. Преимуществом использования метода частиц при решении связанных задач является возможность непосредственного моделирования процессов разрушения.

Для решения поставленных задач в работе рассматривался фрагмент газонасыщенного материала, находящегося в стесненных условиях. В качестве модельного материала рассматривался молодой бурый уголь, насыщенный углекислым газом. Исследовалось влияние порового давления (давления газа на твердофазный каркас) и величины действующих в среде напряжений на особенности механического отклика и разрушение газонасыщенной среды в сложных условиях нагружения, в том числе, в условиях динамической разгрузки. Для описания деформации твердофазного каркаса в рамках метода ГКА применялась модель пластического течения изотропных упругопластических сред с критерием пластичности Друкера-Прагера-Николаевского. В качестве критерия

разрушения применяется модифицированный критерий Друккера-Прагера.

Анализ результатов моделирования показал, что увеличение порового давления газа в твердофазном каркасе приводит к снижению прочности и величины предельной деформации образцов газонасыщенного материала. Это связано с тем, что увеличение порового давления приводит к увеличению в среде действующих средних напряжений. Следствием этого является более быстрое достижение напряженным состоянием предела упругости материала и, как следствие, более быстрое наступление стадии пластического деформирования, снижение прочности и предельной деформации среды.

Важной задачей при изучении механического отклика газонасыщенных проницаемых материалов, находящихся в сложном напряженном состоянии, является определение особенностей их разрушения при динамической разгрузке. Явление динамической разгрузки может иметь место не только при выработке угольных пластов и рудных месторождений, но и при землетрясениях. Поэтому в работе проведено исследование влияния динамической разгрузки на особенности разрушения модельных образцов газонасыщенных материалов. Результаты моделирования показали, что динамическая разгрузка модельных образцов приводит к формированию в них повреждений и разрушающих магистральных трещин. При этом интенсивность этого процесса в значительной степени определяется напряженным состоянием среды и скоростью разгрузки. Так, скорость формирования разрушающих магистральных макротрещин в рассматриваемых образцах убывает с ростом напряженного состояния среды (до 2,5 раз при двукратном увеличении действующих в образце напряжений, при которых осуществляется разгрузка). При этом уменьшение скорости разгрузки в 100 раз может приводить к существенному (до 30 раз) увеличению времени, необходимого для разрушения образца.

Работа выполнена в рамках проекта III.23.1.4 Программы фундаментальных исследований СО РАН (2013–2016 гг.) и при поддержке проекта № 4 Программы Президиума РАН № 25.

ЧИСЛЕННОЕ ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ГОРНЫХ ПОРОД В РЕЖИМАХ ДИЛАТАНСИИ И УПЛОТНЕНИЯ

Стефанов Ю.П.^{1,2}, Бакеев Р.А.¹, Зайцев В.А.³, Ахтямова А.И.⁴

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

²Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия,

³Пермский государственный технический университет, Россия,

⁴Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

В зависимости от типа горных пород и условий нагружения развитие деформации может протекать в режимах дилатансии и компакссии. Реализация каждого из этих режимов зависит от напряженного состояния и

состояния среды, ее поврежденности, пористости. Кроме того, в зонах локализации деформации могут наблюдаться смешанные и переходные режимы.

В работе представлены результаты численного решения ряда задач, иллюстрирующих особенности поведения пористых горных пород в различных условиях. Рассмотрены соотношения, описывающие взаимосвязь изменения поверхности предельного состояния и коэффициента дилатансии, которые позволяют учесть изменения режимов развития деформации. Численно исследовано развитие деформации в режимах дилатансии и компактии в рамках математической модели с комбинированной предельной поверхностью замкнутого типа и неассоциированного закона течения. Рассмотрено проявление смешанных режимов и их смены в ходе деформирования в зоне локализации. Показано, что в близких областях одновременно могут развиваться области локализованного сдвига с дилатансией и компакцией.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (14-01-96029 р_урал_а)

СТРУКТУРА РАЗЛОМНОЙ ЗОНЫ ПРИ РАЗРЫВНОМ СДВИГЕ ОСНОВАНИЯ

Бакеев Р.А.¹, Стефанов Ю.П.^{1,2}, Щербаков И.В.³

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

²*Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

В 3D постановке выполнено численное исследование формирования нарушений в слое геосреды при разрывном сдвиге основания. Полученные результаты численного моделирования показали, что структура нарушений, в условиях продольного сдвига, зависит от упругих и прочностных свойств среды. Кроме того, их строение зависит от толщины деформируемого слоя, т.е. глубины исходного разреза в основании.

Проведенные расчеты показали, что возможно формирование структур двух типов. В первом типе формируется вертикальный разлом с узкой зоной оперяющих структур Риделя, которые ориентированы под небольшим углом наклона в горизонтальной плоскости. Второй тип структур, состоит из поверхностей нарушений, которые в горизонтальной плоскости имеют наклон $\sim 40^\circ$ по отношению к оси сдвига. Зарождение и рост зон локализации в этом случае происходит парами в виде чешуек, напоминающих створки устриц. Магистральный разрыв с хорошо выраженными оперяющими зонами разной ориентации формируется сверху, после выхода «створок» на свободную поверхность. В среде с низкой прочностью возможно формирование двух равноценных систем нарушений, лежащих по разные стороны от оси сдвига и образовании впоследствии двух магистральных разрывов.

При решении задачи предполагалось, что упруго-хрупкопластический слой среды находится под действием силы тяжести и лежит на двух жестких блоках. Продольное смещение блоков в противоположных направлениях обеспечивает на начальных этапах деформирования условия, подобные антиплоскому сдвигу. По мере развития деформации от разреза в основании формируются зоны локализации деформации.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 13-05-98083)

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ЧИСЛЕННОЕ ИЗУЧЕНИЕ КВАЗИХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД

Еремин М.О.^{1,2}, Макаров П.В.^{1,2}, Костандов Ю.А.³

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

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

³*Таврический национальный университет им. В.И. Вернадского, Симферополь, Россия
Bacardi@sibmail.com, pvm@ispms.tsc.ru, yuakos@mail.ru*

В работе проведено экспериментальное определение характерного времени предразрушения в образцах из габбро при испытаниях на трёхточечный изгиб. Полученные значения были использованы для определения параметров в модели хрупкой/квазихрупкой среды. С использованием верифицированной модели проведено численное моделирование эволюции напряжённо-деформированного состояния в образцах из габбро при трёхточечном изгибе. Показано, что прогиб балок как в эксперименте, так и в численных расчётах развивается в режиме обострения на заключительной стадии деформирования.

Определение характерных времен макроскопического предразрушения, отражающих стадию сравнительно медленного накопления в среде повреждений и трещин, является одной из самых актуальных задач механики разрушения и, в частности, геомеханики. Эта стадия предваряет процесс катастрофического макроскопического разрушения, и её продолжительность полностью определяется (для данного образца или среды) двумя ключевыми параметрами — уровнем напряжений и исследуемым масштабом макроскопического разрушения. В данной работе в экспериментах получены времена предразрушения для образцов из габбро и песчано-цементной смеси в диапазоне масштабов 1–10 см.

Оказалось, что простая модель, учитывающая вид напряженного состояния, а также внутреннее трение и дилатансию, качественно и количественно хорошо описывает время перехода разрушения в катастрофический режим. Полученные результаты свидетельствуют о том, что реальный процесс разрушения является полностью коррелированным детерминированным процессом при заданных условиях нагружения (в данном случае это трёхточечный изгиб) и в заданном диапазоне масштабов. Определенные в экспериментах характерные времена предразрушения (их можно также назвать временами обострения)

полностью определяют долговечность образцов при заданном уровне напряжений. Этот процесс формирования очага разрушения однозначно описывается уравнениями механики деформируемого твердого тела при соответствующем задании параметров кинетики накопления повреждений и обратных связей (положительной и отрицательной), управляющих деформационным процессом.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ 14-17-00198.

ДИСКРЕТНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ ДАВЛЕНИЯ СЫПУЧЕГО МАТЕРИАЛА НА ПОДПОРНУЮ СТЕНКУ

Клишин С.В.

*Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск, Россия
sv.klishin@gmail.com*

Одной из классических в механике грунтов является задача о давлении сыпучего материала на подпорную стенку. Эта задача проявляется как в исследовании природных явлений (оползни, землетрясения), так и при проектировании инженерных сооружений (автомобильные и железнодорожные насыпи, борта карьеров, плотины). Существует несколько подходов к решению данной задачи. В континуальных постановках возникает необходимость в формулировке замкнутых систем уравнений, причем в настоящее время общепризнанных уравнений в этой области еще не построено. В инженерных схемах широко распространена теория предельного равновесия, которая, однако, не учитывает истории нагружения материала, предшествующей предельному состоянию и образованию поверхностей скольжения.

В данной ситуации наиболее адекватным способом описания поставленной задачи представляется подход, основанный на методе дискретных элементов (МДЭ), позволяющий определять эволюцию напряженно-деформированного состояния сыпучей среды как на допредельном этапе нагружения, так и на этапе образования локализованных режимов движения материала. Одной из особенностей МДЭ является сферическая форма частиц, составляющих исследуемый материал. Это накладывает ограничения на область применения данного метода, в частности, при моделировании течений гранулированных сред в нестесненных условиях вследствие отсутствия сопротивления качению дискретных элементов при их контакте. В данной работе это ограничение снимается путем введения в модель трения качения, которое возникает при контакте частиц и препятствует их относительному движению.

На основе МДЭ численно исследовано напряженно-деформированное состояние грунта и его давление на подпорную стенку при двух способах нагружения. Первый способ состоит в смещении стенки в сторону грунта (пассивное давление) и в противоположном от него направлении (активное давление). Второй способ представляет собой циклическое колебание

подпорной стенки вокруг фиксированной оси. В случае первого способа нагружения исследован процесс образования призм выпирания и сползания, приведено сравнение полученного в численном эксперименте давления на стенку с решением инженерной схемы. При втором способе определены зоны уплотнения и разрыхления материала, показано образование поверхностей скольжения, исследовано изменение давления на подпорную стенку в процессе нагружения. Численные эксперименты показали, что введение в модель дискретных элементов коэффициента трения качения оказывает существенное влияние как на кинематическую картину движения гранулированной среды, так и на ее напряженно-деформированное состояние.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЗРЫВНОГО ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ГОРНЫХ ПОРОДАХ КАК СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНОЙ СРЕДЫ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВОЛН НАПРЯЖЕНИЙ

Викторова С.Д., Кочанов А.Н.

Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия

kochanov@mail.ru

Общие закономерности процесса разрушения независимо от вида воздействия заключаются в зарождении и росте дефектов на разных масштабных уровнях, их слиянии и разделении материала с образованием одной или более свободных поверхностей и отдельных фрагментов. Начальная стадия этого процесса, обусловленная дискретным накоплением микродефектов, характеризуется как предразрушение. Специфика взрывного разрушения заключается в том, что оно происходит под действием двух факторов: волн напряжений и расширяющихся газообразных продуктов. В последнее время ряд современных исследователей отмечают особую роль «газового» фактора в процессе взрывного разрушения предполагая, что волны напряжений играют только второстепенную роль и вызывают образование отдельных радиальных трещин вблизи заряда. В данном случае методология анализа процесса взрывного разрушения горных пород основывается на идеализации горных пород как однородной сплошной среды с использованием критериев мгновенного хрупкого разрушения. Однако горная порода принципиально неоднородный материал: особенность сложных геологических процессов, происходящих в массиве горных пород, обуславливает присущую всем горным породам неоднородность, связанную с неравномерностью распределения вещества и различными свойствами составляющих элементов. Одной из особенностей строения горных пород является трещиноватость, которая проявляется на различных масштабных уровнях. Для каждого масштабного уровня существует свой характерный размер дефекта, так на микроуровне характерным дефектом горных пород являются микротрещины.

В результате процессов, инициированных в горных породах взрывным воздействием, происходит изменение структуры горной породы за счет развития микротрещиноватости, и экспериментальные данные свидетельствуют о наличии поврежденности массива горных пород в области, радиус которой существенно превосходит область радиальных трещин. Для оценки параметров микротрещин, образующиеся в результате взрывного воздействия, использована оптическая и электронная микроскопия, с помощью которой установлена величина раскрытия микротрещин, образующихся при взрывном воздействии для конкретных условий эксперимента. Распределение микронарушений в результате взрыва имеет следующие закономерности: непосредственно вблизи заряда наблюдается слабая степень микротрещиноватости пород, но повышенное содержание зерен минералов с пластической деформацией, затем преобладает зона интенсивной микротрещиноватости, которая с удалением от заряда трансформируется в зону слабой микротрещиноватости. Проведенные исследования с помощью акустических методов показали, что изменения упругих свойств горных пород, обусловленные локальным развитием микродефектов, могут наблюдаться на расстояниях 150-200 радиусов заряда. Изменения свойств горных пород на столь значительных расстояниях однозначно дает основание утверждать, что они вызваны прохождением волн напряжений. Образование микротрещин при распространении волн напряжений вызывает более интенсивное ее затухание по сравнению с упругой области. Для описания кинетики микротрещин использованы концептуальные положения механики рассеянных повреждений, в рамках которой предложен показатель, характеризующий степень поврежденности горных пород с расстоянием от заряда. Однако многообразие и сложность реальных механизмов разрушения горных пород не позволяет построить обобщенную модель разрушения и дать соответствующее математическое описание. Поэтому речь идет о создании критериях разрушения, удовлетворительно описывающих поведение конкретных типов горных пород.

ОСОБЕННОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В МЕХАНИЧЕСКИ НАГРУЖЕННЫХ КРИСТАЛЛИТАХ

Крыжевич Д.С.^{1,2}, Корчуганов А.В.¹, Зольников К.П.^{1,2}, Псахье С.Г.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

kryzhev@ispms.tsc.ru

Создание новых материалов для атомной энергетики невозможно без понимания процессов, протекающих при радиационном воздействии. При этом известно, что элементы конструкций в активной зоне испытывают существенные механические нагрузки. Можно ожидать, что

формирующиеся при облучении в нагруженном материале радиационные дефекты могут инициировать пластическую деформацию. В рамках настоящей работы было проведено исследование поведения металлов при комплексном радиационно-механическом воздействии. Следует отметить, что зарождение дефектов структуры начинается на атомном уровне. Одним из эффективных методов изучения процессов, протекающих на микромасштабном уровне, является метод молекулярной динамики. Межатомное взаимодействие описывалось многочастичным потенциалом, рассчитанным в рамках метода Финниса-Синклера. В качестве модельного материала использовалась ГЦК медь. Во всех направлениях использовались периодические граничные условия. Начальная температура образца составляла 100 К. Деформированное состояние задавалось равномерным одноосным растяжением образца с сохранением его объема. Диапазон исследуемых деформаций составлял от 4 до 7,5 %. Моделирование проводилось для энергий первично-выбитого атома (ПВА) от 0,5 до 15 кэВ.

Результаты моделирования показали, что, начиная с некоторого порогового значения деформации ($\sim 7,7\%$), в образце зарождается пластическая деформация: формируются дефекты упаковки вычитания, окруженные частичными дислокациями. При деформациях меньше пороговой образец сохраняет начальную ГЦК структуру. В рассматриваемом диапазоне деформаций проводилась серия расчетов с различными величинами энергии ПВА. При этом для каждого значения деформации определялась такая величина энергии ПВА (E_t), при которой в образце зарождалась пластическая деформация. Расчеты показали, что вблизи порогового значения деформации для инициирования пластической деформации достаточно формирования ПВА с относительно низкой энергией (менее 1 кэВ). Уменьшение величины деформации образца приводит к повышению E_t .

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ОРИЕНТАЦИЙ ЗЕРЕН ГЕОПОРОД НА МЕЗО- И МИКРОМАСШТАБНОМ УРОВНЯХ

Кульков А.С., Чернышов А.И., Лычагин Д.В., Тишин П.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университета, Россия
727@sibmail.com, aich@ggf.tsu.ru, dvl-tomsk@mail.ru, tishin_pa@mail.ru*

Классификации деформационных структур оливинов, постоянно уделяется большое внимание. В результате морфологического и кристаллооптического анализа ранее была дана классификация петроструктурных типов оливина и выделены следующие типы: протогранулярный, порфирукластовый, порфиroleйстовый, мозаичный. Данные типы сменяют друг друга последовательно в процессе деформации геологических пород. Появление метода дифракции обратно отражённых электронов (EBSD) дает возможность получить комплекс сведений о типах

границ зерен, их разориентации и предпочтительной ориентировки, значительно увеличив статистику. Целью настоящей работы является кристаллографический анализ ориентации зерен оливинов разных петроструктурных типов для уточнения условий их образования.

Проанализирована взаимосвязь разориентаций зерен оливинов различных петроструктурных типов из дунитов Тарлашкинского массива с размерами зерен, удельной площади границ зерен, объемной долей крупных и мелких составляющих. Исследована кристаллографическая ориентация петроструктурных типов оливинов. Методом EBSD анализа показано, что изменение ориентации зерен происходит начиная с порфировкlastового типа, а максимальное рассеяние разориентировок зерен оливина наблюдается при образовании мозаичной структуры. Полученные результаты подтверждают высказанную ранее авторами гипотезу о деформационных превращениях оливинов в результате геологических процессов.

В протогранулярном типе наблюдается единичное сгущение точек, соответствующее ориентации наиболее крупных зерен. Мелкие зерна равномерно рассеяны по всей градусной сетке. При переходе к порфировкlastовому типу наблюдается локальное рассеивание области с максимальной плотностью ориентировок крупных зерен с сохранением равномерного распределения от мелких зерен. Оливин в порфиroleйстовом типе имеет еще большее рассеивание по градусной сетке. В этом случае крупные зерна оливина создают серию максимумов с повышенной плотностью ориентировок, разбросанных по всей площади полюсной фигуры. В мозаичном типе устанавливается равномерное распределение кристаллографических ориентировок зерен оливина

Проведенные исследования основных структурных типов дунитов показало, что уменьшение размеров зерен оливина сопровождается увеличением абсолютной протяженности их границ. Пропорционально уменьшению количества зерна и увеличению количества кристаллитов в единице объема, уменьшается степень анизотропии кристаллографических ориентаций. Характер изменения удельной протяженности границ зерен подчеркивает различные термодинамические режимы формирования протогранулярного, порфировкlastового, порфиroleйстового типов с одной стороны и мозаичного – с другой. Первая группа структур формируется в высокотемпературном режиме, близких к условиям первичной рекристаллизации. Об этом свидетельствует уменьшение удельной протяженности границ зерен от протогранулярного к порфиroleйстовому типу дунитов. Подобная зависимость при близких размерах зерен обусловлена их морфологией и характером границ. При этом избыточное напряжение по границам зерен снимается развивающимся процессом рекристаллизации и усилением рассеяния ориентировок. Аналогичные закономерности наблюдаются при высокотемпературной деформации оливина в лабораторных условиях. Особенности структуры мозаичного типа свидетельствует о том, что наряду с высокотемпературными деформациями проявляются низкотемпературные.

К РАСЧЕТУ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И УСТОЙЧИВОСТИ ЦЕЛИКОВ ГОРНОГО МАССИВА

Лавриков С.В., Ревуженко А.Ф.

Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск, Россия

lvk64@mail.ru

В настоящее время при добыче полезных ископаемых подземным способом широко применяются камерные технологии с использованием ленточных барьерных и междуканальных целиков. Такие технологии используются на ряде угольных месторождений, на соляных рудниках и др.

В ряде работ, посвященных анализу напряженно-деформированного состояния и устойчивости целиков, отмечается, что одним из существенных факторов, влияющих на процесс деформирования горной породы, является наличие неоднородной блочной (зеренной) структуры, которую необходимо учитывать при моделировании.

В настоящей работе на основе концепции горной породы как активной среды с внутренними источниками и стоками энергии формулируется математическая модель горного массива с учетом его внутренней структуры. В качестве структурных элементов рассматриваются зерна, материал, заполняющий поровое пространство, и возможность контактного проскальзывания между зернами. В модели вдоль межзеренных контактов учитываются пластические сдвиги, включающие стадии упрочнения, разупрочнения и остаточной прочности.

Рассматривается постановка задачи о деформировании напряженного целика горного массива при уменьшении давления на его боковых поверхностях, в кровле и почве окружающего массива. Показано, что для задач горного дела можно использовать линеаризованные уравнения равновесия без учета членов, зависящих от начальных напряжений.

На основе метода конечных элементов строится численное решение задачи по шагам нагружения в квазистатической постановке. Получены картины последовательного развития зон разупрочнения и остаточной прочности в целике и окружающем массиве при различных параметрах задачи. Показано, что существует критическое значение модуля разупрочнения вдоль межзеренных контактов, такое, что если заданное значение модуля превышает критическое, то процесс деформирования становится неустойчивым. Неустойчивый режим характеризуется развитием узких протяженных полос сдвиговой деформации, что при малой остаточной прочности на сдвиг может привести к катастрофическому разрушению целика.

Строятся изолинии напряженно-деформированного состояния на различных стадиях нагружения.

**ГЕОСРЕДА КАК НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИЧЕСКАЯ СИСТЕМА.
ЭВОЛЮЦИОННАЯ КОНЦЕПЦИЯ РАЗВИТИЯ ЗЕМЛЕТРЯСЕНИЙ**Макаров П.В.^{1,2}¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
pvm@ispms.tsc.ru*

Для внешнего наблюдателя разрушение элементов земной коры, горных массивов с выработками, в том числе включая сверхбыстрые катастрофические стадии этого процесса, качественно не отличаются от сценариев разрушения малых образцов. И в том и в другом случаях наблюдается медленная подготовительная стадия накопления повреждений микро и мезо масштабов и сверхбыстрая катастрофическая стадия формирования разлома или магистральной трещины. Это сходство породило множество моделей землетрясений и моделей горных ударов, основанных на идеях механики деформируемого твёрдого тела. Многолетние наблюдения за сейсмическими процессами практически во всех сейсмоопасных регионах Земли позволили собрать обширный материал, выяснить многие конкретные детали его развития. Тем не менее, до сих пор не создано прогностических моделей, позволяющих предсказывать переход процесса развития очага разрушения в сверхбыстрый катастрофический режим. Это породило определённый скепсис у ряда исследователей относительно принципиальной возможности прогноза землетрясений, тем более на основе механистических представлений [1]. Было предложено несколько гипотез, связывающих землетрясения, а в более глобальном смысле сейсмическую активность с процессами в мантии, периодичностью активности Солнца, метаморфическими процессами в литосфере, что конечно не привело к появлению обоснованных прогностических моделей, так как о всех процессах в мантии и литосфере мы знаем существенно меньше, чем о процессах разрушения твёрдых тел.

В работе нагружаемая геосреда рассматривается как нелинейная динамическая система [2,3]. Её эволюция развивается по сценариям, характерные черты которых достаточно хорошо изучены как теоретически, так и экспериментально. Многими исследователями показано, что разрушение твёрдых тел, а также сейсмический процесс, сопровождающий разрушение элементов земной коры, полностью отвечают типичным сценариям эволюции нелинейных динамических систем. Численно изучен процесс формирования очага разрушения при формировании разломов. На начальном продолжительном этапе всегда наблюдается медленная квазистационарная стадия накопления повреждений, которая сменяется этапом сверхбыстрого катастрофического крупномасштабного разрушения. Это стадия формирования (вспарывания) разлома. Показано, что разрушение геосреды как нелинейной динамической системы проходит стадии, типичные для любой динамической системы: динамического хаоса, самоорганизованной критичности и глобальной

потери устойчивости системы на заключительном катастрофическом этапе эволюции. На этом этапе система эволюционирует в режиме с обострением.

Основными задачами построения прогностической модели землетрясений являются задачи изучения особенностей эволюционных сценариев формирования очагов разрушения, особенностей процесса перехода эволюции в сверхбыстрый режим и выявления предвестников таких переходов. В работе процесс эволюции очага разрушения изучается на основе анализа особенностей статистики флуктуаций параметров НДС. Построены расчётные графики повторяемости сейсмических событий и афтершоковых процессов.

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2020 гг.

Литература:

1. Почему мы не можем осуществить прогноз сильных коровых землетрясений: монография / И.Л. Гуфельд, М.И. Матвеева, О.Н. Новоселов. – М.: МГУЛ, 2012. – 108 с.

2. Макаров П.В. Математическая теория эволюции нагружаемых твёрдых тел и сред // Физ. Мезомех. 2008. – Т.11. – №3. – с. 19-35.

3. Макаров П.В., Еремин М.О. Модель разрушения хрупких и квазихрупких материалов и геосред. // Физ. Мезомех. 2013. – Т.16. – №1. – с. 5-26.

ГЕОДИНАМИКА ВОЗНИКНОВЕНИЯ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЙ В ТЕКТЕНИЧЕСКИ НАРУШЕННЫХ ТЕХНОГЕННО ИЗМЕНЯЕМЫХ УГЛЕПОРОДНЫХ МАССИВАХ ШАХТ

Захаров В.Н., Малинникова О.Н., Фейт Г.Н.

Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия

olga_malinnikova@mail.ru

На основе выполненных экспериментальных исследований методом физического моделирования и натурных наблюдений исследуются особенности предельного состояния потери устойчивости и критерии развития лавинного самоподдерживающегося разрушения при возникновении газодинамических явлений в техногенно изменяемых тектонически нарушенных углепородных массивах шахт.

Газодинамические явления рассматриваются как природно-техногенные явления. Показана определяющая роль изменения вида объемного напряженного состояния призабойного массива при подвигании забоев горных выработок на опасность возникновения газодинамических явлений. При этом массив горных пород рассматривается как тектонически нарушенная блочная среда, в которой геомеханические и физико-химические процессы могут иметь различную природу и происходить последовательно или одновременно, но взаимосвязано на различных иерархических уровнях.

Изложение материала в статье в основном ведется на феноменологическом уровне приемлемом для практического применения.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕКТОНИЧЕСКИХ ТЕЧЕНИЙ И СЕЙСМИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА В ЦЕНТРАЛЬНОЙ АЗИИ

Перышкин А.Ю.¹, Макаров П.В.^{1,2}, Еремин М.О.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
alex700@yandex.ru, pvm@ispms.tsc.ru, bacardi@ispms.ru*

В работе обсуждаются возможности современных методов геодинамического моделирования применительно к описанию тектонических течений и сейсмического процесса в Центральной Азии. Предложен подход, объединяющий как достижения традиционной макроскопической теории деформируемого твёрдого тела, так и современные идеи нелинейной динамики. Нагружаемая геосреда (любое твердое тело) рассматривается как многомасштабная нелинейная динамическая систем. Предложена общая модель и единый математический формализм описания неупругой деформации и разрушения любых твёрдых тел, как хрупких, так и пластичных, как процесса их эволюции в полях действующих сил. Показано, что численные решения уравнений модели, описывающие эволюцию напряженно-деформированного состояния, демонстрируют фундаментальные свойства нелинейных динамических систем: самоорганизованную критичность деформационных процессов; наличие медленной динамики, включая миграцию деформационной активности, в том числе, сейсмическую миграцию; развитие процессов разрушения в две стадии - медленной квазистационарной (предразрушение) и катастрофической сверхбыстрой. Модель протестирована на примерах моделирования разрушения квазихрупких композитов и упруго-пластического течения металлов в области нарастающей пластической неустойчивости – прерывистой текучести. Выполнены тестовые расчеты современных течений в Центральной и Восточной Азии, включая Байкальскую рифтовую зону и Курайско-Чуйский регион. Тестовые расчеты сейсмических событий в этих областях дают графики повторяемости сейсмических событий, соответствующие закону Гуттенберга-Рихтера. Расчётный афтершоковый процесс отвечает закону Омори.

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2020 гг.

КРИТЕРИИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ, ОСНОВАННЫЕ НА НОВОЙ СИСТЕМЕ ИНВАРИАНТОВ ТЕНЗОРА НАПРЯЖЕНИЙ

Ревуженко А.Ф., Микенина О.А.

*Институт горного дела им. Н.А.Чинакала СО РАН, Новосибирск, Россия
revuzhenko@yandex.ru*

Классические критерии предельного состояния и хрупкого разрушения учитывают напряжения только на самых опасных (с точки зрения соответствующей теории) площадках. Например, на площадках, где доля

касательных напряжений по отношению к нормальным наибольшая (критерий Кулона-Мора) или на площадках с наибольшими растягивающими напряжениями и т.д. Вместе с тем, во многих работах со ссылкой на экспериментальные данные отмечалось, что в критериях должны быть представлены напряжения, действующие на всех площадках элементарного объема тела. В.В.Новожилов в своей известной монографии пишет, что осреднение должно проводиться только по поверхности сферы, «поскольку только на сфере, ввиду ее полной симметрии, направления всех нормалей к ее поверхности будут вполне равноправны».

Оказывается можно указать еще один способ осреднения, в котором в равной мере будут учтены напряжения на всех площадках элементарного объема тела. Это определение средних значений нормальных и касательных напряжений, а также их отношений путем интегрирования их значений в плоскости, на которой изображаются круги Мора. Для нормировки интегралы относятся к площади фигуры, ограниченной тремя кругами Мора.

На этом пути получают новые инварианты тензора напряжений, имеющие по своему построению ясный механический смысл. Инварианты могут быть использованы для формулировки различных критериев предельного состояния и разрушения.

В критериях хрупкого разрушения можно использовать инварианты, полученные путем интегрирования по области только растягивающих нормальных напряжений.

ФИЗИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ПОДГОТОВКИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ АКТОВ РАЗРУШЕНИЯ БАЙКАЛЬСКОГО ЛЕДЯНОГО ПОКРОВА

Ружич В.В.¹, Черных Е.Н.¹, Шилько Е.В.², Псахье С.Г.²

¹*Институт земной коры, Иркутск, Россия,*

²*Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия*

Ruzhich@crust.irk.ru, sp@ms.tsc.ru

Многолетнее изучение режимов стадийности деформирования и сейсмичности при разрушении ледяного покрова оз. Байкала проводились с целью крупномасштабного физического моделирования процессов сеймотектонической деструкции. Поскольку реологическое поведение пресноводного ледяного покрова при внешнем воздействии имеет сходство с поведением земной коры при деструктивных тектонических процессах, то в число наиболее приоритетных ставились вопросы выявления предвестников возникновения ледовых ударов и разработки способов их прогнозирования (Псахье С.Г., Ружич В.В., Шилько Е.В., и др. 2005; Ружич, Псахье, Черных. 2009; Добрецов, Ружич, Псахье и др., 2011).

По мере накопления данных при инструментальных измерениях с применением созданной аппаратуры за последние годы удалось выявить и

количественно оценить ряд наиболее значимых факторов, влияющих на подготовку актов динамического разрушения ледяных полей и сопровождающих их сейсмических явлений с энергией $E=10^5-10^8$ Дж. С учетом полученных результатов прямых наблюдений актов разрушения непосредственно на ледяных полях было сделано заключение о возможности осуществления прогноза времени наступления масштабных сейсmodинамических явлений в конкретных магистральных ледовых трещинах с протяженностью в десятки километров. При разработанном подходе удалось спрогнозировать ряд ледовых ударов и оценить зависимость точности прогноза от точности изменения таких факторов как температура воздуха, изменений скорости ветра, давления, влияния снежного покрова.

В конечном итоге полученные сведения и опыт физического моделирования сценариев подготовки и прогноза сейсmodинамического разрушения ледяного покрова Байкала привели к ряду выводов, полезных для совершенствования методов среднесрочного прогноза землетрясений. Сделан главный вывод: ограниченные в настоящее время возможности прогноза опасных динамических актов разрушения в зонах тектонических разломов обусловлены недостатком необходимых сведений о механизмах и стадийности их подготовки на сейсмофокальном уровне.

НЕСТАБИЛЬНОСТЬ СКОЛЬЖЕНИЯ В ЗОНАХ ТЕКТОНИЧЕСКИХ РАЗЛОМОВ. РЕЗУЛЬТАТЫ НАТУРНЫХ ИЗМЕРЕНИЙ И ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Ружич В.В.¹, Черных Е.Н.¹, Шилько Е.В.^{2,3}, Псахье С.Г.^{2,3}

¹Институт земной коры СО РАН, Иркутск, Россия,

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

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
ruzich@crust.irk.ru

Интерес, проявляемый геологами и физиками к изучению режимов скольжения берегов тектонических разрывов, привел к выводам о его прерывистом характере, что в упрощенном виде отражено в известной модели “Stick-slip” (Brady, 1974). Однако проведенные авторами долговременные высокоточные измерения во внутренних сегментах зон разломов дают основания утверждать, что, что движения в них происходят постоянно, но при тектоническом крипе являются малозаметными из-за малой скорости смещений. Эти наблюдения ставят под сомнение положение о прерывистости движений в разломах. Целью настоящей работы было инструментальное исследование вариаций скоростей смещений в зонах разломов различного иерархического ранга для выяснения причин и механизмов их влияния на подготовку землетрясений.

В результате длительного мониторинга смещений в зонах нескольких разломов Байкальской рифтовой зоны с применением сейсмометрической

аппаратуры и разработанной высокоточной аппаратуры “Сдвиг” авторами собраны и обобщены сведения о разнообразных режимах смещений. В частности, установлено, что скорости смещений во внутреннем фрагменте зоны Ангарского разлома изменяются в пределах нескольких порядков величины (от 1 мкм/с до 10 мм/с) в непрерывном режиме тектонического крипа. Подобные результаты были получены в зонах Приморского, Тункинского, Ангарского и других разломов Прибайкалья. Известно также, что при переходах от медленного скольжения («крипа») к высокоскоростному, например при землетрясении, скорость скольжения может достигать значений порядка 0,1 – 10 м/с. Вместе с этим установлено, что в результате действия близких землетрясений, массовых технологических взрывов в карьерах, а также при локальных воздействиях ударами падающим грузом или слабыми взрывами, в сегментах разломных зон инициировались смещения со скоростями 0,01- 10 мм/с.

Анализ результатов мониторинга позволил сделать вывод о том, что вариации скоростей смещений в зонах разломов природного или техногенного происхождения обусловлены преимущественно двумя управляющими взаимосвязанными факторами: режимом внешних деформационно-волновых воздействий и малоизученными явлениями трибологической неустойчивости скольжения, например, контактным взаимодействием движущихся шероховатых поверхностей сместителей. Следовательно, при разработке новых, более реалистических моделей очагов землетрясений и совершенствовании методов прогнозирования землетрясений возникает необходимость более детального изучения последствий сочетания указанных факторов. В докладе обсуждаются и анализируются примеры проведения натурных экспериментов в сегменте Ангарского разлома, направленных на изучение влияния указанных управляющих факторов на подготовку переходов от устойчивого скольжения («крипа») к неустойчивому.

ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СЕЙСМОГЕНЕРИРУЮЩИХ ДИНАМИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЙ В ЗЕМНОЙ КОРЕ НА ПРИМЕРЕ ЛЕДОВОГО ПОКРОВА ОЗЕРА БАЙКАЛ

Ружич В.В.¹, Черных Е.Н.¹, Шилько Е.В.^{2,3}, Псахье С.Г.^{2,3}

¹*Институт земной коры СО РАН, Иркутск, Россия,*

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

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
ruzich@crust.irk.ru*

Изучение сейсмических проявлений процессов деформирования блочной геологической среды является актуальным направлением в современной геофизике. В настоящее время общепринятым считается представление о том, что сейсмичность связана с явлениями фрагментации

среды, включающими как образование новых границ раздела в среде, так и динамическую активизацию «залеченных» межблочных границ различного ранга. Несмотря на достигнутые успехи в изучении закономерностей процессов деформирования блочной геологической среды, ряд их важнейших проявлений остается не до конца понятным. Это относится, в первую очередь, к выявлению условий возникновения мощных землетрясений с очагами, приуроченными к зонам субдукции или связанными с разломными зонами во внутриконтинентальных областях. Сказанное определяет актуальность использования многоуровневых модельных блочных систем для изучения особенностей деформирования и сейсмических проявлений в блочной геологической среде при различных видах и режимах внешних воздействий. Результаты крупномасштабных исследований, проводимых авторами в последние годы, показали, что перспективной модельной средой для изучения взаимосвязи деформационных и сейсмических процессов в литосфере является блочный ледовый покров озера Байкал. Это подтверждается, в частности, сходством ряда важнейших особенностей их структуры, деформационных механизмов и сейсмических проявлений, а также предвестников сейсмических событий. Общность важнейших деформационных и сейсмических проявлений в этих геологических средах дает возможность изучения вопросов, связанных с выявлением предвестников крупных сейсмических событий в земной коре, на ледовом покрове озера Байкал. Настоящий доклад посвящен анализу результатов комплексного изучения стадийности деформационного и сейсмического процесса в ледовом покрове и их интерпретации применительно к проблемам понимания закономерностей сейсмотектонической деструкции. Основной акцент в обсуждении сделан на выявление предвестников ледовых ударов как аналогов землетрясений и разработку способов их прогнозирования.

Накопленные на протяжении ряда лет данные инструментальных измерений с применением созданной аппаратуры позволили выявить и количественно оценить ряд наиболее значимых факторов, влияющих на подготовку актов динамического разрушения ледовых полей и сопровождающих их сейсмических проявлений с энергией $E=10^5-10^8$ Дж. С учетом результатов прямых наблюдений актов разрушения на ледяных полях сделано заключение о возможности осуществления временного прогноза масштабных сейсмодинамических явлений для границ раздела ледовых плит протяженностью десятки километров. С использованием разработанного подхода удалось спрогнозировать ряд ледовых ударов и оценить зависимость точности прогноза от точности измерения основных экзогенных и эндогенных факторов.

Полученные данные и опыт физического моделирования сценариев подготовки сейсмодинамического разрушения ледового покрова Байкала позволили сделать выводы, актуальные для совершенствования методов

среднесрочного прогноза землетрясений. При этом необходимо констатировать, что ограниченные в настоящее время возможности прогноза крупномасштабных актов динамического разрушения в зонах тектонических разломов обусловлены недостатком необходимых сведений о деформационных механизмах и стадийности их вовлечения на сейсмофокальном уровне.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ И ВОЗНИКНОВЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ В БЛОЧНЫХ ГЕОЛОГИЧЕСКИХ СРЕДАХ

Сибиряков Б.П.

Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия

В настоящее время упругость и пластичность представляют собой принципиально разные модели поведения деформируемого твёрдого тела. Они ничем не связаны между собой. Многочисленные опыты показывают, что пластичность возникает и локализуется практически на поверхностях структур, составляющих твёрдое тело. Переход в особое состояние, так чтобы малая часть объёма среды (окрестность некоторой поверхности) перешла в состояние пластического течения, а основная часть среды продолжала бы находиться в упругом состоянии, не может быть описан в рамках классического континуума Коши и Пуассона. Такая модель континуума ставит нас перед альтернативой. Либо весь объём перешёл в пластическое состояние, либо пластичности нет вообще.

Однако, в рамках модели континуума со структурой, которая развивается последнее десятилетие в ИНГГ СО РАН, такие состояния оказываются возможными и могут быть конструктивно описаны. При этом линии (поверхности) скольжения разделены друг от друга расстоянием порядка средних размеров структуры, а не следуют бесконечно часто, как в обычной теории пластичности. Тем самым, энергия перехода в пластическое состояние оказывается исключительно малой, так как основная часть объёма среды находится в состоянии упругости. Это обстоятельство приводит к плавному появлению пластичности в окрестности поверхностей (или линий скольжения в плоском случае). Такие решения получаются в результате интегрирований уравнения равновесия для блочных сред с большим (теоретически бесконечным) числом степеней свободы.

Кроме того, как в упругости, так и в пластичности, существует проблема перехода медленных движений в движения быстрые. Сейчас это также два абсолютно разных явления. Модель континуума со многими степенями свободы отвечает на вопрос о появлении инерционных сил в ходе медленных процессов.

РАСЧЕТ ИЗЛУЧЕНИЯ СЕЙСМИЧЕСКИХ ВОЛН ПРИ ПРОДВИЖЕНИИ ТРЕЩИНЫ

Стефанов Ю.П.^{1,2}, Дучков А.А.², Немирович-Данченко М.М.²

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

²*Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия*

Для изучения акустической эмиссии при росте трещин удобно рассмотреть единичный акт продвижения вершины. Однако при этом возникают высокочастотные колебания, которые плохо описываются разностными схемами, т.к. длина волны в этом случае составляет всего несколько ячеек сетки. В результате волновая картина становится либо не пригодной для анализа, либо форма и амплитуда волны искажаются за счет аппроксимационной или искусственной вязкостей. Аналогичная проблема возникает при рассмотрении продвижения вершины на множестве дискретных интервалов, что необходимо для анализа влияния на процесс скорости распространения трещины. В этом случае происходит взаимодействие единичных импульсов, но при этом сохраняется большое влияние используемой разностной схемы на форму импульса.

Для уменьшения схемного влияния на формирования акустических импульсов предложен алгоритм, основанный на рассмотрении процесса на двух масштабах и гипотезе о плавном снятии напряжений на каждом интервале продвижения трещины. Применение данного алгоритма позволяет рассмотреть процесс формирования излучаемых импульсов с достаточной для численной схемы детальностью. Это дает возможность изучения влияния напряженного состояния в среде и скорости роста трещины на излучение в вершине.

ФОРМИРОВАНИЕ ЗОН НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВОКРУГ СКВАЖИН И ВЫРАБОТОК

Стефанов Ю.П.^{1,2}, Бакеев Р.А.¹, Устинов К.Б.³, Романов А.С.⁴

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

²*Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия*

³*Институт прикладной математики, Москва, Россия,*

⁴*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

Представлены результаты численного моделирования деформирования образцов горных пород и формирования зон неупругой деформации вокруг скважин и выработок круговой формы. Показаны наиболее типичные картины локализации при развитии деформации в режимах дилатансии и компакций.

На больших глубинах, вокруг скважин и выработок всегда возникают зоны необратимой деформации в которых пористость и проницаемость отличается от окружающей среды. Расчеты показали, что в зависимости от начального напряженного состояния, свойств среды, порового давления и

давления в скважине возможно формирование концентрических зон дилатансии и компаксии, а также спиральных зон локализованного сдвига с преобладанием деформации в режиме дилатансии. В условиях неравноосного нагружения, когда одна из компонент напряжений больше другой возможно образование полос уплотнения ортогональных оси наибольшего сжатия или лепестков неупругой деформации с дилатансией и очагами уплотнения.

Описание деформации за пределом упругости осуществлялось в рамках модели с комбинированной поверхностью предельного состояния и неассоциированным законом течения. Моделирование осуществлялось в 2D и 3D постановках.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №14-01-00726 а)

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ РАЗВИТИЯ ГОРНЫХ СИСТЕМ

Суворов В.Д.¹, Стефанов Ю.П.^{1,2}, Павлов Е.В.¹, Кочнев В.А.³, Мельник Е.А.¹

¹*Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия*

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

³*Институт вычислительного моделирования СО РАН, Красноярск, Россия*

Исследовано влияние прочностных свойств и структуры разреза коры на формирование зон пластической деформации, рельеф дневной поверхности и границу Мохо под действием гравитационных сил и горизонтального сжатия. На основе изучения деформации разреза с первоначально плоскими границами получены оценки прочностных свойств, отвечающих современным представлениям о процессе. В рамках упруго-хрупко-пластической постановки рассмотрено напряженно деформированное состояние вертикального сечения земной коры до глубины 90 км по профилю Тарим-Алтай. Рассмотрена приуроченность зон локализации деформации к особенностям рельефа и границы Мохо. Моделирование процесса деформации осуществлялось в двумерной постановке для условий плоской деформации. Расчеты проводились с использованием модифицированной модели Друккера-Прагера-Николаевского. Двухслойный разрез земной коры и упругие модули заданы из средних скоростных характеристик, согласованных с плотностью, полученной при учете изостатической уравновешенности коры на уровне Мохо и гравитационных аномалий Буге.

Результаты расчетов показывают, что под действием гравитации на развитие упруго-пластических деформаций в верхней коре существенное влияние оказывают горы, прочность верхнего слоя коры и присутствие ослабленных областей в нижней коре. Развитие более контрастного, чем высота гор, прогиба Мохо под ними также обусловлено областью пониженной прочности в нижней коре и в верхах мантии. Получено, что ширина таких областей примерно соответствует областям горного

рельефа, в районе Алтая она более широкая, чем под Тянь-Шанем. Изучено влияние изменения прочности с глубиной на упруго-пластическую деформацию и образование зон ее локализации, формирующих изменяющийся рельеф дневной поверхности, внутрикоровой границы и Мохо.

ВОЗМОЖНОСТИ ПРОГНОЗА ОПАСНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЙ В ГОРНЫХ МАССИВАХ С ВЫРАБОТКАМИ

Черепов А.А.¹, Еремин М.О.^{2,3}, Макаров П.В.^{2,3}, Евтушенко Е.П.³

¹ОАО "Объединенная Угольная компания "Южскузбассуголь", Новокузнецк, Россия

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Cherepov.andrey@evraz.com, pvm@ispms.tsc.ru, bacardi@ispms.ru, eugene@ispms.tsc.ru

Проблема предотвращения опасных проявлений горного давления может быть решена только комплексно на основе выяснения наиболее общих законов эволюции напряженно-деформированного состояния горного массива с выработками и с привлечением современных методов геомеханического мониторинга напряженно-деформированного состояния. Таким образом, для решения задач прогноза возможных негативных динамических явлений и оценки рисков решаются задачи выяснения законов формирования и эволюции очагов разрушения различных масштабов в горном массиве с выработками, установления особенностей деградации физико-механических параметров геосреды, содержащей различные нарушения и полости, как естественного, так и антропогенного происхождения под действием сил тяжести, тектонических напряжений и техногенных воздействий. В современных условиях высокопроизводительной выемки угольных пластов большинство элементов горного массива в зоне влияния очистной выработки, включая кровлю, целики и т.д., находятся в существенно неравновесных, неустойчивых состояниях. Применение методик, основанных на предшествующем опыте низких скоростей продвижения забоев, и в целом квазистационарных и квазиравновесных состояний горного массива с выработками, некорректно, а в ряде случаев и опасно.

Объектом исследования является горный массив с выработками, находящийся в условиях неравновесного состояния, обусловленного высокопроизводительной выемкой угольных пластов.

Предмет исследования – состояние горного массива и выработок, в том числе расположенных вблизи целиков и краевых частей угольного пласта. Изучается эволюция напряженно-деформированного состояния и поврежденности горного массива, включая зоны влияния целиков и краевых частей угольных пластов. Особое внимание уделено исследованию критических состояний и возможным катастрофическим явлениям.

Одним из главных новых результатов работы является методика численного моделирования особенностей формирования очагов разрушения и сверхбыстрых катастрофических этапов разрушения. На основе разработанного программного комплекса выполнены численные эксперименты по моделированию первой и последующих посадок кровли, в том числе в зависимости от глубины и скорости подвигания забоя.

Выполнены также расчёты эволюции напряжённо-деформированного состояния в целиках и краевых частях угольных пластов, включая процессы деградации их прочности и разрушения различных элементов горного массива. Показано, что заключительная критическая стадия эволюции очага разрушения развивается в сверхбыстром режиме как катастрофа.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ 14-17-00198.

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ НЕУСТОЙЧИВОГО РОСТА ТРЕЩИН ПРОДОЛЬНОГО СДВИГА В «ДОРЭЛЕЕВСКОМ» И «СВЕРХСДВИГОВОМ» РЕЖИМАХ

Шилько Е.В., Псахье С.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
shilko@ispms.tsc.ru*

В соответствии с современными представлениями землетрясение представляет собой динамическое формирование разрыва на высоконапряженном участке разломной зоны в условиях сложного напряженного состояния с доминирующей сдвиговой компонентой. Фактически в большинстве ситуаций можно рассматривать формирование сейсморазрыва как динамическое образование или развитие трещины продольного сдвига. В рамках традиционных моделей механики разрушения скорость роста трещины не может превышать величины скорости волны Рэлея V_R в среде. Однако, начиная с 1970-х годов, появилось большое количество данных лабораторных и натурных исследований, а также результатов компьютерного моделирования, свидетельствующих о том, что распространение трещины сдвига в хрупкой среде возможно со скоростью, превышающей V_R и близкой к скорости продольной волны. В иностранной литературе такой режим распространения трещины сдвига называется «сверхсдвиговым». Особенности реализации землетрясений в «сверхсдвиговом» режиме являются многократно большие значения амплитуд скоростей и смещений земной поверхности, а также продолжительности колебаний, в сравнении с традиционным «дорэлеевским» режимом. Сказанное определяет актуальность изучения условий, при которых трещина продольного сдвига может развиваться со скоростью выше скорости поперечной упругой

волны. Представляемые результаты теоретические исследования посвящены анализу данной проблемы.

Исследование проводилось путем компьютерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов. Рассматривалась высокопрочная упругохрупкая среда с низкопрочной интерфейсной зоной, содержащей исходную несплошность (трещину) заданной длины. Моделировалось напряженное состояние простого сдвига в направлении простирания линии интерфейса. Подобные условия нагружения обеспечивают формирование/развитие трещины продольного сдвига.

Результаты моделирования подтвердили данные различных авторов о том, что динамический процесс роста трещины продольного сдвига является самоподобным. В этом случае критерий, определяющий возможность преодоления «рэлеевского» скоростного барьера, должен определяться безразмерными характеристиками среды и исходной трещины. Таким критерием является плотность упругой энергии формоизменения E_0 , накопленной в материале к моменту начала неустойчивого роста трещины. В случае, если величина E_0 превышает пороговое значение E_{crit} , трещина способна развиваться со скоростью выше скорости поперечной упругой волны. Удобной характеристикой E_{crit} является сдвиговое напряжение в момент начала неустойчивого роста трещины τ_{crit} ($E_{crit} \sim \tau_{crit}^2$). В настоящей работе выявлена зависимость τ_{crit} от материальных параметров среды и геометрических характеристик исходной трещины.

Показано, что в упругохрупкой среде основным материальным параметром, определяющим возможность распространения трещины продольного сдвига в «сверхсдвиговом» режиме, является отношение скорости волны Рэлея V_R к скорости волны сдвига V_S . Построена зависимость τ_{crit} от величины отношения V_R/V_S , соответствующая широкому интервалу значений упругих констант материала. Установлено, что влияние других материальных параметров упругохрупкого материала (в том числе динамической вязкости и прочности) является менее значимым.

Определена зависимость τ_{crit} от геометрических характеристик исходных трещин простой геометрии (в форме разреза или прямоугольного выреза), к которым относятся длина L_0 и толщина D . Результаты исследования показали, что значение τ_{crit} пропорционально безразмерному геометрическому параметру $P=D/L_0$ (для упругохрупких материалов величина P_{crit} составляет порядка 0,1). Таким образом, эффективная толщина трещины D (имеющая смысл высоты неровностей профиля поверхностей разреза, либо расстояния между поверхностями выреза) определяет максимальное значение исходной длины L_{crit} , при котором трещина потенциально может распространяться со скоростью, превышающей скорость поперечной упругой волны в материале.

Полученные результаты являются актуальными для понимания условий реализации землетрясений в «сверхсдвиговом» динамическом режиме. Такой режим формирования разрывов возможен на участках разломных зон, сдвиговая прочность которых превышает пороговое значение τ_{crit} . Подобные участки должны характеризоваться высокой степенью залеченности (консолидированности) и, следовательно, могут содержать несплошности только малой протяженности с высокой шероховатостью. Эти несплошности являются потенциальными очагами «сверхсдвигового» землетрясения.

Именной указатель

А

Абдрашитов А.В. 173, 250
 Абзаев Ю.А. 222
 Аврамчик А.Н. 173
 Аккузин С.А. 256
 Акулинкин А.А. 51
 Алеутдинова М.И. 131, 133
 Алёшин В.А. 311
 Алигожина К.А. 363
 Алфёрова Е.А. 83
 Андреев А.В. 176
 Анисимова М.А. 364
 Астафуров С.В. 43, 143, 407
 Астафурова Е.Г. 177, 261, 266,
 280, 314
 Афанасьев Н.И. 173
 Ахтямова А.И. 408
 Ахунова А.Х. 179

Б

Баимова Ю.А. 179, 180
 Бакач Г.П. 45
 Бакеев Р.А. 408, 409, 425
 Бакина О.В. 181
 Бакулин А.В. 303, 307
 Бакшаев В.А. 338
 Балохонов Р.Р. 96, 122, 123, 145,
 146, 151, 158
 Банников М.В. 63, 84
 Банникова И.А. 365
 Баранникова С.А. 104, 202
 Бардова А.Е. 315
 Бартенев А.М. 329
 Батаев В.А. 62, 189
 Батуев С.П. 397, 398
 Батурин А.А. 191, 259, 309
 Батухтина Е.Е. 146
 Безгинов Р.О. 146
 Беляева И.В. 288
 Березовская В.Р. 184
 Билалов Д.А. 63, 85, 125
 Бледнова Ж.М. 292
 Бобенко Н.Г. 281
 Божко И.А. 294, 330, 357
 Бордулев Ю.С. 34, 56
 Борисов Д.П. 176, 184, 233

Борисова С.Д. 331, 354
 Бочкарева С.А. 149, 159
 Брагов А.М. 147, 399
 Будовских Е.А. 230, 290, 335,
 370, 373, 402
 Бузимов А.Ю. 185
 Булышко Ю.Д. 38
 Бунин И.Ж. 366
 Буяков А.С. 185
 Буякова С.П. 154, 166, 226, 227, 246

В

Васильев П.А. 338
 Ващук Е.С. 230, 373, 402
 Вербенко И.А. 311
 Ветошкина Н.Г. 276
 Викторова С.Д. 412
 Власов И.В. 87, 103
 Власов Ю.А. 222
 Волегов П.С. 35, 79
 Волокитин О.Г. 322
 Воронов А.В. 294, 301, 317, 357
 Вотинов А.В. 186

Г

Габаин А.А. 188
 Газенаур Е.Г. 120
 Гальченко Н.К. 173, 238
 Герасимов А.В. 74
 Герега А.Н. 332
 Гирсова С.Л. 37, 264, 387
 Гладковский С.В. 92
 Глазкова Е.А. 181, 396
 Глезер А.М. 62
 Глухов И.А. 189, 196, 208, 321
 Гньюсов С.Ф. 206, 218, 219
 Голковский М.Г. 189
 Головнев И.Ф. 88, 221
 Головнева Е.И. 88
 Горленко Н.П. 222
 Горяйнов С.В. 295
 Грабовецкая Г.П. 38
 Григорьев А.С. 147
 Григорьев М.В. 299
 Гриняев К.В. 90, 125
 Гришаева Н.Ю. 149, 159, 162

Гришков В.Н.	191, 209, 231, 234, 259, 309	Заикина А.А.	73
Громов Е.А.	290	Зайцев В.А.	408
Громов В.Е.	62, 175, 230, 335, 370, 373, 402	Зайцев Д.В.	95
Губайдулина Т.А.	193	Захаров В.Н.	418
Губанов А.И.	198	Захарова М.А.	214, 275
Гудимова Е.Ю.	194, 214, 275	Зиганшин А.И.	367
Д		Зиновьев А.В.	145, 151, 158
Дампилон Б.В.	206, 367	Зиновьева О.С.	96, 122
Данилов А.И.	208	Зольников К.П.	97, 102, 173, 250, 413
Данилов В.И.	91, 111, 196	Зуев Л.Б.	91, 97, 104, 111
Дедова Е.С.	197, 198	Зыков И.Ю.	384
Денисов К.И.	130, 184, 199, 244	Зыкова А.П.	215
Деревягина Л.С.	92, 127, 200	И	
Дерюгин Е.Е.	40, 41	Иванов А.А.	217
Димаки А.В.	43, 143, 407	Иванов К.В.	99, 295
Дитенберг И.А.	44, 90, 125, 130, 184, 199, 244	Иванов Ю.Ф.	62, 175, 230, 272, 335, 369, 370, 373, 400, 402
Дмитриев А.И.	94, 108, 110, 150, 202	Иванова Л.Р.	112, 114
Дмитриев С.В.	179, 180	Игнатов А.А.	218, 219
Добаткин С.В.	177, 261	Игошкин А.М.	221
Домашенко В.В.	203, 258, 396	Игумнов Л.А.	147, 399
Дроздов В.О.	71	Ионов В.В.	222
Дрюк С.А.	260	К	
Дударев Е.Ф.	45	Казаченок М.С.	51
Дураков В.Г.	206, 218, 219, 367	Казьмина О.В.	222
Дучков А.А.	425	Калашников М.П.	193, 215, 229, 294, 301, 302, 305, 315, 317, 357
Душкина М.А.	222	Калатур Е.С.	226, 227
Дюкова К.Д.	269, 313	Каминский П.П.	52, 134
Е		Капралов Е.В.	230
Евтушенко Е.П.	166, 427	Каракулов В.В.	372
Егорушкин В.Е.	66, 281	Касаткина А.В.	222
Егоров А.В.	329, 342	Кашин О.А.	191, 231, 233, 234, 309, 381, 389
Елсукова Т.Ф.	47, 116	Кибиткин В.В.	334
Еремин М.О.	166, 410, 419, 427	Кинеловский С.А.	383, 385
Еремина Г.М.	48, 165	Клименов В.А.	237
Ерошенко А.Ю.	189, 196, 208, 321	Клишин С.В.	411
Ефтифеева А.С.	276	Клопотов А.А.	222
Ж		Клопотов В.Д.	222, 235
Жапова Д.Ю.	191, 209, 309	Клопотова А.	235
Жарков С.Ю.	305	Кнестяпин Е.А.	235
Жилин С.Г.	49, 239	Князева А.Г.	153, 156, 160, 161, 167, 168, 363, 364, 395
З		Кобенко С.В.	376, 380
Забудченко О.В.	38		

- | | | | |
|-------------------|--|-------------------------|--|
| Кобзарева Т.Ю. | 335, 373 | Кузнецов В.П. | 94, 292 |
| Ковалев В.А. | 375 | Кузнецов П.В. | 56, 103, 288 |
| Ковалевская Ж.Г. | 237 | Кузнецова В.В. | 251 |
| Козельская А.И. | 337 | Кузьмин О.С. | 193 |
| Козлов Э.В. | 53, 379 | Кузьмина Л.В. | 120 |
| Козлова М.А. | 376, 380 | Кулагина В.В. | 235 |
| Козлова Т.А. | 266 | Кульков А.С. | 414 |
| Козулин А.А. | 375, 383 | Кульков С.Н. | 154, 166, 185, 197, 198,
226, 227, 246, 296, 297, 299, 383 |
| Колесникова К.А. | 238 | Кульков С.С. | 383 |
| Колубаев А.В. | 73, 131, 377 | Кулькова С.Е. | 183, 303, 307 |
| Колмакова Т.В. | 154 | Куницына Т.С. | 57 |
| Колубаев Е.А. | 73, 101, 110, 138,
338, 339, 341, 377 | Курзина И.А. | 215 |
| Комаров О.Н. | 49, 239 | Куц О.А. | 253 |
| Комарова Е.Г. | 240 | Л | |
| Кондратьев Н.С. | 54 | Лавриков С.В. | 416 |
| Конева Н.А. | 53, 379 | Лаптев Р.С. | 34, 56 |
| Коноваленко Иг.С. | 155, 165, 242 | Ларионов С.А. | 222 |
| Конышева И.Ю. | 376, 380 | Лебедев И.А. | 397 |
| Копаница Д.Г. | 397 | Лемешев Н.М. | 92, 267 |
| Копаница Н.О. | 222 | Леонтьева-Смирнова М.В. | 280 |
| Копорулина Е.В. | 366 | Левакова О.К. | 173 |
| Коржова В.В. | 243, 283 | Лепендин А.А. | 342 |
| Корзников А.В. | 56, 92, 199, 200 | Лернер М.И. | 203, 258, 396 |
| Корниенко Л.А. | 112, 114 | Ли Ю.В. | 383 |
| Коротаев А.Д. | 176, 184, 351 | Лидер А.М. | 34, 56 |
| Корчагин М.А. | 199, 244 | Липкин В.М. | 255 |
| Корчуганов А.В. | 97, 102, 413 | Липкин М.С. | 344 |
| Костандов Ю.А. | 410 | Липкин С.М. | 344 |
| Кочанов А.Н. | 412 | Литовченко И.Ю. | 176, 256, 280 |
| Кочнев В.А. | 426 | Лобанкова О.В. | 384 |
| Кошовкина В.С. | 177, 261 | Ложкомоев А.С. | 181, 258 |
| Крашенинин В.И. | 120 | Ломунов А.К. | 147, 399 |
| Крекутулева Р.А. | 74, 136, 146 | Лоскутова Д.В. | 397 |
| Кренинина И.В. | 247 | Лотков А.И. | 34, 191, 194, 209, 231, 233,
234, 259, 264, 275, 309, 381, 390, 392 |
| Кретов Ю.Л. | 246 | Лунёв А.Г. | 104 |
| Кривошеина М.Н. | 376, 380 | Лыкова О.Н. | 287 |
| Криницын М.Г. | 249 | Лычагин Д.В. | 83, 138, 414 |
| Круглов А.А. | 127 | Лурье С.А. | 153 |
| Круковский К.В. | 231, 381 | Лутфуллин Р.Я. | 127 |
| Крутский Ю.Л. | 251 | Лыткин Н.А. | 344 |
| Крыжевич Д.С. | 97, 102, 173, 250, 413 | Любимова О.Н. | 260 |
| Крюкова О.Н. | 156 | Любутич П.С. | 87 |
| Кудряшов А.Н. | 389 | Люкшин Б.А. | 157, 159, 162, 356 |
| Кузнецов В.Л. | 324 | | |

- | | | | |
|------------------|--|-------------------------|--|
| Люкшин П.А. | 149, 157, 159, 162 | Немзорова М.А. | 269, 313 |
| Лязгин А.О. | 347 | Наркевич Н.А. | 200, 267 |
| М | | Нгуен Суан Т. | 112, 114 |
| Маевский К.К. | 385 | Нейман А.А. | 392 |
| Майер Г.Г. | 177, 261, 266, 314 | Нейфельд В.В. | 229 |
| Макаров А.В. | 262 | Немирович-Данченко М.М. | 107, 425 |
| Макаров П.В. | 166, 410, 417, 419, 427 | Никоненко Е.Л. | 215 |
| Максимов П.В. | 59, 60 | Никонов А.Ю. | 108, 110, 202 |
| Маликов А.Г. | 71 | О | |
| Малинникова О.Н. | 418 | Оборин В.А. | 63, 84, 85, 125 |
| Мельников А.Г. | 306, 384 | Овечкин Б.Б. | 270 |
| Мандунг Т. | 112 | Овчаренко В.Е. | 143, 271, 272, 274, 400 |
| Маркова Т.Н. | 235 | Овчинников С.В. | 351 |
| Мартынов С.А. | 145, 151, 158 | Одесский П.Д. | 177, 261 |
| Мартынюк А.М. | 278 | Олесюк О.В. | 290 |
| Марущак П.О. | 87 | Онышко Д.А. | 344 |
| Матолыгина Н.Ю. | 157, 159 | Оришич А.М. | 71 |
| Машковцев Р.И. | 295 | Орлова Д.В. | 111 |
| Мейснер Л.Л. | 194, 214, 233, 234, 259, 264, 275, 387, 389, 390, 392, 403 | Останина Т.В. | 65 |
| Мейснер С.Н. | 259, 264, 387, 389, 403 | Остапенко М.Г. | 194, 214, 275 |
| Мельник Е.А. | 426 | Остапкевич М.Б. | 332 |
| Мельников Е.В. | 177, 261, 266, 314 | Острижная А.С. | 119 |
| Мельникова Н.А. | 107 | П | |
| Мельникова Н.В. | 281 | Павлов Е.В. | 426 |
| Мержиевский Л.А. | 88 | Палатников М.Н. | 188 |
| Микенина О.А. | 419 | Панин А.В. | 51, 68, 337, 347, 359, 394 |
| Миколайчук М.А. | 160 | Панин В.Е. | 41, 47, 59, 60, 66, 88, 116, 118, 119, 127, 157, 301 |
| Миронов Ю.П. | 56, 288, 348, 389, 390 | Панин С.В. | 60, 87, 112, 114, 157 |
| Мичуров Н.С. | 71 | Панфилов П.Е. | 95 |
| Мишин И.П. | 38 | Панченко Е.Ю. | 276, 310 |
| Мишин М.А. | 146 | Первиков А.В. | 203, 396 |
| Моисеенко Д.Д. | 59, 60 | Перевалова О.Б. | 68 |
| Морковин А.В. | 260 | Перышкин А.Ю. | 419 |
| Морозов К.В. | 62, 175 | Петрикова Е.А. | 369, 370 |
| Морозов М.М. | 235 | Пинжин Ю.П. | 125, 184, 351 |
| Мосеенков С.И. | 324 | Пицык В.С. | 278 |
| Музалев В.Н. | 355 | Плевков В.С. | 398 |
| Муравьёв В.И. | 278, 350 | Плешанов В.С. | 334 |
| Н | | Плехов О.А. | 125 |
| Надёжкин М.В. | 104 | Плосков Н.А. | 91 |
| Назаренко Н.Н. | 161 | Полетаев Г.М. | 163 |
| Найден Е.П. | 295 | Полетика Т.М. | 37, 69, 264, 387 |
| Найденкин Е.В. | 177, 261 | Полехина Н.А. | 280 |
| Наймарк О.Б. | 63, 84, 85, 106, 125, 365 | | |

Полтаранин М.А.	112, 114	Саврай Р.А.	262
Поляков В.В.	329, 342	Савченко Н.Л.	296, 297, 299
Пономарёв А.Н.	281	Самарцев В.П.	238
Попкова Ю.Ф.	47, 116	Санников А.В.	163
Попова Н.А.	53, 215	Сапченко И.Г.	49, 239
Потапенко М.М.	90	Саркеева А.А.	127
Потекаев А.И.	235	Саркисов Ю.С.	222
Потянихин Д.А.	239	Сафаров И.М.	92, 200
Потянихин Д.А.	49	Сваровская Н.В.	181
Почивалов Ю.И.	47, 118, 119	Свечкин В.П.	301
Почивалова Г.П.	45	Севостьянова И.Н.	296, 297, 299
Прибытков Г.А.	243, 249, 283	Седов А.В.	344
Псахье С.Г.	43, 48, 97, 102, 143, 147, 155, 165, 173, 242, 250, 262, 301, 399, 407, 413, 420, 421, 422, 428	Селютин А.Г.	324
Пугачева Н.Б.	71	Семухин Б.С.	124, 186, 222, 355
Р		Сергеев О.В.	302, 305
Рааб Г.И.	177	Сергеев В.В.	48
Радченко А.В.	397, 398	Сергеев В.П.	59, 87, 193, 229, 294, 301, 302, 305, 315, 317, 330, 357
Радченко П.А.	397, 398	Сёмин В.О.	392
Райков С.В.	230, 335, 402	Сибиряков Б.П.	424
Рарова Н.В.	344	Сидоров Н.В.	188
Раточка И.В.	287	Сизова О.В.	73, 377
Рахматулина Т.В.	56, 267, 288	Скосырский А.Б.	45
Ревуженко А.Ф.	416, 419	Скрипняк В.А.	147, 372, 399
Резниченко Л.А.	311	Скрипняк В.В.	399
Реутов А.И.	162	Смирнов И.В.	90, 125
Реутов Ю.А.	162	Смолин А.Ю.	48, 147, 155, 165, 242
Родзевич А.П.	120	Смолин И.Ю.	166, 372
Романов А.С.	425	Соковиков М.А.	63, 85, 125
Романов Д.А.	290	Солодушкин А.И.	334
Романова В.А.	96, 122, 123, 145, 146, 151, 158	Соляев Ю.О.	153
Рубцов В.Е.	73, 101, 110, 306, 338, 339, 341	Сорокова С.Н.	167
Руденский Г.Е.	338	Соскова Н.А.	335
Ружич В.В.	420, 421, 422	Соснин К.В.	230, 402
Русина Г.Г.	331, 354	Спиридонова Т.И.	303
Русинов П.О.	292	Степанова Е.Н.	38
Рыбалко Е.В.	294	Стефанов Ю.П.	408, 409, 425, 426
Рязанцева М.В.	366	Стрельницкий В.Е.	249
С		Суворов Б.И.	41
Саблина Т.Ю.	296, 297, 299	Суворов В.Д.	426
Савинцев Ю.П.	295	Сунгатулин А.Р.	305
Савинцева С.А.	295	Сурикова Н.С.	103, 127
		Суслиев В.И.	222
		Т	
		Тагильцев А.И.	310

Танг Г. 230
 Тарасов К.Ю. 307
 Тарасов С.Ю. 94, 101, 138, 306, 338, 339, 341
 Твердохлебова А.В. 264, 387, 403
 Теплякова Л.А. 57
 Теплякова Н.А. 188
 Тересов А.Д. 369, 370
 Терехина А.И. 85, 125
 Тимкин В.Н. 191, 209, 309
 Тимофеев С.С. 258
 Тимофеева Е.Е. 276, 310
 Титков В.В. 87
 Титов В.В. 311
 Титов С.В. 311
 Тихонина К.В. 269, 313
 Тишин П.А. 414
 Ткаченко А.В. 369
 Тогина Д.А. 270
 Толмачев А.И. 56, 196, 208, 267, 321, 377
 Толстокулаков А.М. 367
 Тришкина Л.И. 53, 379
 Трусов П.В. 35, 54, 65, 79
 Туев В.И. 217
 Тукеева М.С. 177, 261, 266, 314
 Туч Е.В. 52, 134, 303, 376, 380
 Тюменцев А.Н. 44, 90, 125, 130, 199, 244, 280

У
 Уваркин П.В. 208
 Уваров С.В. 125, 365
 Уракаев Ф.Х. 295
 Устинов К.Б. 425
 Уцын Г.Е. 356

Ф
 Фадин В.В. 131, 133
 Федорищева М.В. 193, 302, 315, 317, 357
 Фирсина И.А. 283, 285
 Фейт Г.Н. 418
 Фомин В.М. 88, 221
 Фортуна С.В. 189
 Фролов А.В. 350
 Фурса Т.В. 356

Х
 Хабарова И.А. 366
 Хамичёнок В.В. 238
 Ханзина Н.О. 227
 Химич М.А. 189
 Хомякова Г.В. 177, 261
 Хон Ю.А. 52, 134
 Хоробрая Е.Г. 181
 Христенко Ю.Ф. 294, 301, 330

Ч
 Чайкина М.В. 135
 Чащин В.О. 226
 Чебодаева В.В. 240
 Черепанов А.Н. 71, 274
 Черепанов О.И. 74, 136, 146
 Черепанов Р.О. 74, 136, 146
 Черепов А.А. 427
 Чернов В.М. 75, 90, 125, 280
 Черных Е.Н. 420, 421, 422
 Чернышов А.И. 414
 Чернявский А.Г. 301
 Чертова Н.В. 77
 Чудинов В.В. 85, 125
 Чумаевский А.В. 138
 Чумаков Ю.А. 168
 Чумляков Ю.И. 276, 310

Ш
 Шабанов В.М. 311
 Шабунин М.Е. 318
 Шабунина Е.В. 318
 Шадрин В.С. 197, 198
 Шанявский А.А. 78
 Шаркеев Ю.П. 189, 196, 208, 240, 320, 321
 Шахиджанов В.С. 96
 Шваб Е.А. 145
 Швейкин А.И. 35, 79
 Ше В.Р. 198
 Шевченко В.С. 295
 Шеховцов В.В. 322
 Шилкина Л.А. 311
 Шилько В. 112
 Шилько Е.В. 43, 143, 147, 399, 407, 420, 421, 422, 428
 Шляхова Г.В. 104, 196

Шмаков А.Н.	324	К	
Шугуров А.Р.	347, 359	Konovalenko Iv.S.	155, 242
Шутилов Р.А.	324	Konovalov S.V.	175
Щ		Knyshev V.V.	191
Щербаков И.В.	409	Korchagin M.A.	205, 246
Я		Kovalenko A.I.	205
Яничев А.А.	188	Kulyashova K.S.	320
Янц А.Ю.	35	Kulkov S.	346
А		Kloß H.	150
Abrikosov I.A.	202	L	
Aish M.M.	174, 175	Litvinova L.	346
Akimov P.A.	33, 106	Leitsin V.	346
Alsaraeva K.V.	175	Lamei Cao	274
Andreeva Ya.A.	210	Lapshin O.V.	139
В		M	
Bakulin A.V.	183	Mojtaba A.	106
Batraev I.S.	205, 246	Monceau D.	129
Bedenko S.V.	191	Moskvitchev V.	129
Belostosky A.M.	33	Mohovikov A.A.	272
Belyavskaya O.A.	320	Maier H.	276
Bokhonov B.B.	205	N	
Bulina N.V.	205	Negrozov O.A.	33
С		O	
Cevizovic D.	353	Österle W.	150
Chizhov A.	353	P	
Chulkov E.V.	354	Panchenko A.Yu.	115
Chesnokov A.E.	400	Popov A.	129
D		Ponomareva A.V.	202
Dudina D.V.	205, 246	Promakhov V.V.	242
F		Parfenova E.S.	395
Fedorova E.	129	R	
G		Reshetnyak A.A.	289, 353
Gromov V.E.	175	S	
Gubaildulin I.M.	191	Sidorov V.N.	33
Guangxun Lu	274	Schmauder S.	123
Gusynin V.P.	289	Shkoda O.A.	139
Glushko Y.A.	320	Starostenkov M.D.	174, 175
Galovic S.	353	Shamanin I.V.	191
Golovin A.A.	400	Sukhodoeva N.	129
Н		Sharapov S.G.	289
Hu Q.M.	183	Sainova A.B.	320
I		Shulepov I.A.	320
Ivic Z.	353	Shusharina N.	346

Именной указатель

Shupletsova V.	346
Solonenko O.P.	400
Smirnov A.V.	400
V	
Vasyliev R.	346
Y	
Yang Rui	183
U	
Ulianitsky V.Yu.	205, 246
Z	
Zhukov I.A.	210
Zhu Q.	321
Zubov D	346