

Учреждение Российской академии наук
Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения РАН

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
по физической мезомеханике,
компьютерному конструированию
и разработке новых материалов
5–9 сентября 2011 г.
Томск, Россия

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Тезисы докладов Международной конференции по физической мезомеханике, компьютерному конструированию и разработке новых материалов, 5–9 сентября 2011 г., Томск, Россия. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2011. – 544 с.

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Сопредседатели

В.Е. Панин

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

С.Г. Псахье

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

В.М. Фомин

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

Ученый секретарь

В.С. Плешанов

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

Члены оргкомитета

П.А. Витязь

Минск, Беларусь

М.П. Внук

Висконсин-Милуоки, США

Р.В. Гольдштейн

Москва, Россия

И.Г. Горячева

Москва, Россия

Ю.В. Гриняев

Томск, Россия

С. Йошида

Хаммонд, США

А. Карпинтери

Турин, Италия

А.И. Лотков

Томск, Россия

Н.З. Ляхов

Новосибирск, Россия

Г.В. Майер

Томск, Россия

П.В. Макаров

Томск, Россия

Н.Ф. Морозов

Санкт-Петербург, Россия

О.Б. Наймарк

Пермь, Россия

В.В. Новицкий

Томск, Россия

Л.М. Огородова

Томск, Россия

Л.Е. Панин

Новосибирск, Россия

С.В. Панин

Томск, Россия

Г. Плювинаж

Метц, Франция

В.Л. Попов

Берлин, Германия

А.Ф. Ревуженко

Новосибирск, Россия

В.В. Ружич

Иркутск, Россия

Дж. Си

Бетлехем, США

А.Н. Тюменцев

Томск, Россия

С.А. Цыганов

Москва, Россия

З. Шмаудер

Штутгарт, Германия

П.С. Чубик

Томск, Россия

Ю.Г. Яновский

Москва, Россия

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

В.Е. Панин (сопредседатель)

В.И. Данилов

А.И. Дмитриев

К.П. Зольников

Л.Б. Зуев

С.Г. Псахье (сопредседатель)

К.А. Колесникова

А.Д. Коротаев

С.Н. Кульков

В.Е. Овчаренко

А.В. Панин

И.Ю. Смолин

Ю.П. Шаркеев

Е.В. Шилько

ИСПОЛНИТЕЛЬНЫЙ КОМИТЕТ

В.С. Плешанов (председатель)

Е.В. Биргкаем

Е.В. Иванова

Е.А. Ковалевский

Е.В. Кондурова

Е.В. Куклина

Д.Н. Хатьков

СОДЕРЖАНИЕ

Пленарные доклады

| | |
|--|----|
| Деформируемое твердое тело как нелинейная иерархически организованная система <i>Панин В.Е., Егорушкин В.Е. (Томск, Россия)</i> | 35 |
| Многоуровневый подход при моделировании деформации и разрушения <i>Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 36 |
| Синергетика и термодинамика структурных превращений в биологических мембранах и твердых кристаллах в полях внешних воздействий <i>Панин Л.Е. (Новосибирск, Россия)</i> | 37 |
| Нанодиполи частичных дисклинаций или дислокации некристаллографического сдвига как носители квазивязкой моды деформации и переориентации кристаллической решетки <i>Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. (Томск, Россия)</i> | 38 |
| Структура резонансов и локализация неупругих деформаций и повреждений в нагружаемых твердых телах и средах <i>Макаров П.В. (Томск, Россия)</i> | 39 |
| Моделирование нелинейной диффузии (теплопроводности) в сплошных и фрактальных средах <i>Мержиевский Л.А., Корчагина А.Н. (Новосибирск, Россия)</i> | 41 |
| Comparison of time dependent fracture in viscoelastic and ductile solids <i>Wnuk M.P., Alavi M.¹, Rouzbehani A. (Milwaukee, ¹California, USA)</i> | 42 |
| Интегральная геометрия блочных сред и закон повторяемости землетрясений <i>Сибиряков Б.П. (Новосибирск, Россия)</i> | 43 |

Секция 1. Физическая мезомеханика материалов

| | |
|---|----|
| Противоречия между результатами экспериментальных и теоретических исследований в задачах механики разрушения <i>Албаут Г.Н., Харинова Н.В. (Новосибирск, Россия)</i> | 47 |
| Многоуровневое моделирование и прочностной анализ высоконаполненных полимерных систем <i>Анисимов И.И., Бочкарева С.А., Гришаева Н.Ю., Десятых В.И., Люшкин Б.А., Чащихин Е.А. (Томск, Россия)</i> | 49 |
| Механизмы деформирования материалов с покрытиями <i>Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шваб Е.А. (Томск, Россия)</i> | 49 |
| Особенности деформирования материала с покрытием с учетом распространения полосы Чернова–Людерса в стальной подложке <i>Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шмаудер З.¹, Шваб Е.А. (Томск, Россия, ¹Штутгарт, Германия)</i> | 51 |

| | |
|--|----|
| Оптимизация состава мезокомпозиционного материала Cu–TiB ₂ на основе следования механических свойств и эволюции микроструктуры <i>Бондарь М.П., Карпов Е.В. (Новосибирск, Россия)</i> | 52 |
| Моделирование возникновения и роста трещин в композиционных покрытиях триботехнического назначения <i>Бочкарева С.А., Гришаева Н.Ю., Люшкин Б.А., Люшкин П.А., Панин С.В., Струков Ю.С. (Томск, Россия)</i> | 53 |
| Структурные причины шиферности изломов для прогнозирования вязкости стали 12ГБА в субмикрорекристаллическом состоянии <i>Деревягина Л.С., Заточная Л.В.¹, Корзников А.В.¹, Сафаров И.М.¹ (Томск, ¹Уфа, Россия)</i> | 54 |
| Зеренно-субзеренная структура, механические свойства и характер разрушения при одноосном растяжении стали 12ГБА после всесторонней изотермическойковки <i>Деревягина Л.С., Заточная Л.В.¹, Сафаров И.М.¹, Корзников А.В.¹ (Томск, ¹Уфа, Россия)</i> | 56 |
| Метод элементов релаксации в физической мезомеханике деформируемого твердого тела <i>Дерюгин Е.Е. (Томск, Россия)</i> | 57 |
| Многоуровневый волновой механизм развития усталостных трещин при знакопеременном изгибе в двухслойных металлических композитах <i>Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф. (Томск, Россия)</i> | 59 |
| Численное моделирование деформации и разрушения в сварных соединениях на мезоуровне <i>Карпенко Н.И., Романова В.А., Балохонов Р.Р. (Томск, Россия)</i> | 61 |
| Влияние входных параметров на погрешность измерения деформации методом корреляции цифровых изображений <i>Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С. (Томск, Россия)</i> | 61 |
| Эволюция рельефа поверхности композиции «металл – полимер» при термическом воздействии <i>Козельская А.И., Шугуров А.Р., Панин А.В. (Томск, Россия)</i> | 63 |
| Диаграммы квазихрупкого разрушения тел с иерархией структур при малоциклового усталости <i>Корнев В.М. (Новосибирск, Россия)</i> | 65 |
| Многоуровневая модель пластической деформации и разрушения в условиях трибосопряжения <i>Моисеенко Д.Д., Панин В.Е., Панин С.В., Максимов П.В., Бикинцев Г.Ш., Горячева И.Г.¹ (Томск, ¹Москва, Россия)</i> | 66 |
| Многоуровневая конститутивная модель частично кристаллического полимерного материала и ее применение для описания процессов неупругого деформирования полиэтилена низкого давления <i>Нечаева Е.С., Трусов П.В. (Пермь, Россия)</i> | 68 |

| | |
|--|----|
| Экспериментальное и теоретическое исследование разрушения в условиях гигацикловой усталости <i>Оборин В.А., Банников М.В., Наймарк О.Б. (Пермь, Россия)</i> | 70 |
| Природа «шахматного» отслоения теплозащитных покрытий при механическом и термическом нагружении <i>Панин А.В., Казаченок М.С., Шугуров А.Р., Кастеров А.М., Сергеев В.П. (Томск, Россия)</i> | 70 |
| Мезомеханика изнашивания наноструктурных гальванических покрытий AuNi и AuCo <i>Панин А.В., Шугуров А.Р., Козельская А.И., Кретова О.М., Шестериков Е.В., Лязгин А.О. (Томск, Россия)</i> | 72 |
| Иерархические уровни деформирования теплостойкой стали с множественными дефектами <i>Панин С.В., Марущак П.О.¹, Любутин П.С., Бищак Р.Т.¹, Баран Д.Я.¹ (Томск, Россия, ¹Тернополь, Украина)</i> | 73 |
| Исследование напряженно-деформированного состояния двухслойной системы типа «покрытие – подложка» <i>Петракова И.В., Табанюхова М.В.¹, Худяков Д.С.¹ (Томск, ¹Новосибирск, Россия)</i> | 75 |
| Эффект каналирования пластических сдвигов в поверхностных слоях поликристаллов при циклическом нагружении <i>Попкова Ю.Ф., Елсукова Т.Ф., Панин В.Е. (Томск, Россия)</i> | 76 |
| Фрагментация поверхностного слоя стали 20X18H10T при нагружении в парах трения <i>Почивалов Ю.И., Панин В.Е. (Томск, Россия)</i> | 78 |
| Структура и механические свойства высокопрочных сталей 1X15H4AM3-Ш и 30XГСН2А с наноструктурированным поверхностным слоем <i>Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин С.В., Власов И.В. (Томск, Россия)</i> | 79 |
| Аналогия между неархимедовой динамикой материальной точки и упругопластическим сдвигом сплошной среды <i>Ревуженко А.Ф. (Новосибирск, Россия)</i> | 82 |
| Численный анализ формирования и эволюции мезоскопического деформационного рельефа в структурно-неоднородных материалах <i>Романова В.А., Балохонов Р.Р. (Томск, Россия)</i> | 83 |
| Повышение ударной вязкости высокопрочной стали 30XГСН2А путем поверхностного ультразвукового деформирования <i>Стрелкова И.Л., Газетдинова А.О., Почивалов Ю.И. (Томск, Россия)</i> | 84 |
| Особенности деформационной структуры чистого алюминия при усталостных испытаниях с одной закрепленной поверхностью <i>Сурикова Н.С., Панин В.Е., Елсукова Т.Ф. (Томск, Россия)</i> | 85 |
| Разномасштабность локализации пластической деформации в монокристаллах металлов и сплавов с ГЦК-решеткой <i>Теплякова Л.А., Старенченко В.А. (Томск, Россия)</i> | 87 |

| | |
|---|-----|
| Масштабные уровни бимодального распределения усталостной долговечности титановых сплавов <i>Шанявский А.А. (Шереметьево-1, Московская обл., Россия)</i> | 88 |
| Теоретическое и экспериментальное исследование разрушения защитных покрытий на пластичной подложке при варьировании геометрии границы раздела <i>Юсиф С.А.К., Панин С.В., Люкшин П.А., Сергеев В.П., Куприянов С.Н., Алхимов А.П.¹ (Томск, ¹Новосибирск, Россия)</i> | 90 |
| Формирование поверхностей износа образцов стали 09Г2С с различным уровнем дисперсности структурных составляющих <i>Яковлева С.П., Махарова С.Н., Мордовской П.Г. (Якутск, Россия)</i> | 91 |
| Секция 2. Компьютерное конструирование материалов | |
| Колебательные свойства кластеров меди ($n = 3, 4, 6, 9, 10$) на поверхности Cu(111) <i>Борисова С.Д., Русина Г.Г. (Томск, Россия)</i> | 97 |
| Математическая модель неупругого деформирования ГЦК-поликристаллов на базе несимметричной физической теории пластичности <i>Волегов П.С., Трусов П.В. (Пермь, Россия)</i> | 98 |
| Моделирование процесса квазипластичной обработки поверхности лейкосапфира <i>Гридин О.М., Теплова Т.Б., Могирева Е.С., Соловьев В.В. (Москва, Россия)</i> | 100 |
| Перераспределение элементов в двухслойном образце при воздействии наносекундного теплового импульса <i>Демидов В.Н., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i> | 101 |
| Исследование влияния сорбционных процессов на напряженное состояние и разрушение образцов угля <i>Димаки А.В., Дмитриев А.И., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 102 |
| Молекулярно-динамическое исследование процесса нановыглаживания кристаллических тел <i>Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Кузнецов В.П.¹ (Томск, ¹Курган, Россия)</i> | 104 |
| T - x - y -диаграмма для конструирования гетерогенных материалов в системе Cd-Pb-Sn <i>Зеленая А.Е., Луцык В.И., Насрулин Э.Р. (Улан-Удэ, Россия)</i> | 105 |
| Моделирование синхронного диспергирования металлических проволок <i>Зольников К.П., Абдрашитов А.В., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 106 |
| Теоретическое исследование упругих свойств частиц ГЦК- и ОЦК-монокристаллов от нано- до макроразмеров с помощью дискретного подхода <i>Зубко И.Ю., Кочуров В.И., Мелентьева О.В., Морозова В.П., Трусов П.В. (Пермь, Россия)</i> | 108 |

| | |
|---|-----|
| Численное моделирование методом молекулярной динамики образования струи при косом соударении металлических пластин <i>Киселев С.П. (Новосибирск, Россия)</i> | 110 |
| Численное моделирование методом молекулярной динамики деформации и разрушения графена <i>Киселев С.П., Жиров Е.В. (Новосибирск, Россия)</i> | 111 |
| Characterization of the mechanical wear behaviour by using simulation results of movable cellular automata (MCA) method <i>Kloß H., Österle W., Dmitriev A.I.¹ (Berlin, Germany, ¹Tomsk, Russia)</i> | 112 |
| Математическая модель разложения сланцев под действием переменного электрического поля <i>Князева А.Г., Маслов А.Л., Мартемьянов С.М. (Томск, Россия)</i> | 113 |
| Компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния компактной костной ткани <i>Колмакова Т.В. (Томск, Россия)</i> | 114 |
| Многоуровневое моделирование деформации и разрушения хрупких сред с иерархической поровой структурой в рамках метода подвижных клеточных автоматов <i>Коноваленко Иг.С., Смолин А.Ю., Логинова Д.С., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 115 |
| Особенности параллельных вычислений для метода подвижных клеточных автоматов <i>Коростелев С.Ю., Смолин А.Ю., Логинова Д.С., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 116 |
| Влияние режима разрушения заполнителя на развитие разлома <i>Кочарян Г.Г., Стефанов Ю.П.¹ (Москва, ¹Томск, Россия)</i> | 117 |
| Моделирование поведения каскадов атомных соударений в сплавах на основе ванадия при радиационном воздействии <i>Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Корчуганов А.В., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 118 |
| Фазовые диаграммы в модели малого изинговского наномангнетика с учетом взаимодействия четвертых соседей <i>Лаюров Е.П., Санников Е.В., Удодов В.Н. (Абакан, Россия)</i> | 120 |
| Оценка напряжений отрыва в термобарьерных покрытиях <i>Люкишин П.А., Люкишин Б.А., Матолыгина Н.Ю., Панин С.В. (Томск, Россия)</i> | 122 |
| Теоретическое изучение адгезии на границах раздела между металлами и карбидом вольфрама <i>Мельников В.В., Хокер С.¹, Шмаудер З.¹, Кулькова С.Е. (Томск, Россия, ¹Штутгарт, Германия)</i> | 122 |
| Моделирование структурно-фазовых превращений в материале на различных масштабных уровнях при экстремальных воздействиях: метод стохастических возбудимых клеточных автоматов <i>Моисеенко Д.Д., Панин В.Е., Максимов П.В., Бикинцев Г.Ш. (Томск, Россия)</i> | 123 |

| | |
|--|-----|
| Образование осей симметрии пятого порядка в кластерах ГЦК-металлов <i>Мясниченко В.С. (Барнаул, Россия)</i> | 125 |
| Молекулярно-динамическое изучение особенностей изменения атомной структуры при фрикционном контакте <i>Никонов А.Ю., Дмитриев А.И., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 126 |
| Моделирование ползучести сплавов со сверхструктурой L1 ₂ <i>Пантюхова О.Д., Старенченко В.А., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В. (Томск, Россия)</i> | 128 |
| Трехмерное моделирование разрушения хрупких пористых материалов методом подвижных клеточных автоматов <i>Роман Н.В., Смолин А.Ю., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 129 |
| Новые подходы в определении радиуса закругления зонда в СТМ/СТС <i>Русина Г.Г., Борисова С.Д. (Томск, Россия)</i> | 130 |
| Математическая модель формирования зоны теплового влияния при воздействии потоков энергии с учетом эффектов испарения <i>Сарычев В.Д., Ващук Е.С., Грановский А.Ю., Громов В.Е. (Новокузнецк, Россия)</i> | 131 |
| Разрушение керамических композитов при интенсивных импульсных воздействиях <i>Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.А., Скрипняк В.В. (Томск, Россия)</i> | 133 |
| Изучение трибоспектрального способа для анализа качества покрытий. Компьютерное моделирование <i>Смолин А.Ю., Сергеев В.В., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 134 |
| Численное моделирование катастрофических явлений в горном массиве с выработками <i>Смолин И.Ю., Макаров П.В. (Томск, Россия)</i> | 135 |
| Двухуровневое моделирование эволюции структуры металлов при неупругом деформировании <i>Трусов П.В., Швейкин А.И. (Пермь, Россия)</i> | 137 |
| Численное моделирование деформации материала с покрытием при термоциклировании <i>Черепанов Р.О., Балохонов Р.Р., Романова В.А., Черепанов О.И. (Томск, Россия)</i> | 138 |
| Сравнение некоторых особенностей применения SPH-технологии и вариационно-разностного метода расчета напряженно- деформированного состояния и оценки устойчивости деформирования структурно-неоднородных материалов при квазистатических нагрузках <i>Черепанов О.И., Черепанов Р.О. (Томск, Россия)</i> | 139 |
| Перколяционные критические индексы в одномерной задаче узлов <i>Штигальская Е.О., Удодов В.Н. (Абакан, Россия)</i> | 140 |

Секция 3. Неустойчивость и локализация пластической деформации и разрушение

| | |
|--|-----|
| Влияние водорода на параметры локализации пластической деформации в монокристаллах аустенитных сталей <i>Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Надежкин М.В. (Томск, Россия)</i> | 145 |
| Структура и механические свойства сварных швов, сформированных в процессе сварки взрывом углеродистых сталей <i>Батаев И.А., Батаев А.А., Мали В.И., Батаев В.А., Буров В.Г., Ложкин В.С. (Новосибирск, Россия)</i> | 146 |
| Двойникование в пластинчатом перлите при высокоскоростной деформации стали <i>Батаев И.А., Батаев А.А., Чумаченко А.Ю., Ложкин В.С., Приходько Е.А., Морева Н.А. (Новосибирск, Россия)</i> | 148 |
| Влияние концентрации и распределения водорода на локализацию деформации в субмикроструктурном сплаве Ti–6Al–4V <i>Грабовецкая Г.П., Степанова Е.Н., Забудченко О.В., Чернов И.П. (Томск, Россия)</i> | 149 |
| Деформационное поведение и механизмы пластической деформации на мезоуровне ультрамелкозернистого алюминия при растяжении <i>Иванов К.В., Найденкин Е.В. (Томск, Россия)</i> | 151 |
| О свойствах сплавов при периодическом деформировании <i>Капустин В.И., Гилета В.П., Захарченко К.В. (Новосибирск, Россия)</i> | 152 |
| Механическое двойникование и ориентационная зависимость критических скалывающих напряжений в ОЦК-монокристаллах Fe–Cr–Co–Mo при спинодальном расслоении <i>Кириллов В.А., Чумляков Ю.И., Киреева И.В. (Томск, Россия)</i> | 153 |
| Молекулярно-динамическое изучение влияния границ зерен и температуры на зарождение и развитие локальных структурно-фазовых перестроек в титане на атомном уровне при нагружении <i>Коноваленко Ив.С., Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 155 |
| Расчет термоактивационных параметров в чистых ГЦК-металлах после больших деформаций <i>Корзникова Е.А. (Уфа, Россия)</i> | 157 |
| Влияние параметров междислокационных взаимодействий на напряжение разрушения дислокационного соединения в ГЦК-кристаллах <i>Куринная Р.И., Зголич М.В., Гуцин В.Ю., Старенченко В.А. (Томск, Россия)</i> | 158 |
| Анализ закономерностей локализации деформации и разрушения металлических материалов в условиях динамического нагружения <i>Ляпунова Е.А., Чудинов В.В., Петрова А.Н.¹, Уваров С.В., Соколов М.А., Наймарк О.Б., Бродова И.Г.¹ (Пермь, ¹Екатеринбург, Россия)</i> | 160 |

| | |
|--|-----|
| Изучение ориентационной зависимости механизма деформации и локализации пластического течения в монокристаллах стали Гадфильда при сжатии <i>Мельников Е.В., Захарова Г.Г., Тулеева М.С., Кибиткин В.В., Астафурова Е.Г. (Томск, Россия)</i> | 161 |
| Термографические исследования локализации пластической деформации при растяжении плоских стальных образцов с дефектами <i>Мойсейчик Е.А. (Минск, Беларусь)</i> | 162 |
| Исследование фазового состава образцов стали Гадфильда, подвергнутой пластической деформации <i>Орлова Ю.А., Абкарян А.К.¹, Квеглис Л.И.¹ (Усть-Каменогорск, Казахстан, ¹Красноярск, Россия)</i> | 164 |
| Изменение параметров границ зерен в ферритно-мартенситной стали ЭК-181 при одноосном растяжении на стадии образования шейки <i>Перевалова О.Б., Панин А.В. (Томск, Россия)</i> | 166 |
| Неустойчивость и локализация пластического течения в ГПУ-сплавах циркония <i>Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П. (Томск, Россия)</i> | 168 |
| Исследование эволюции микроструктуры сплава Zr – 1 % Nb методом рентгеноструктурного анализа на синхротронном излучении <i>Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Шмаков А.Н.¹ (Томск, ¹Новосибирск, Россия)</i> | 169 |
| Структурно-ориентационная неустойчивость пластического течения в ГПУ-сплавах циркония <i>Пшеничников А.П., Полетика Т.М. (Томск, Россия)</i> | 170 |
| Теория и практика соединения порошковых тел деформацией под давлением <i>Русин Н.М. (Томск, Россия)</i> | 171 |
| Параметр упорядочения процесса локализации пластической деформации <i>Семухин Б.С., Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В. (Томск, Россия)</i> | 173 |
| Использование метода расфокусированного рентгеновского пучка для исследования мезоскопических особенностей процесса пластической деформации <i>Семухин Б.С., Плосков Н.А., Данилов В.И. (Томск, Россия)</i> | 174 |
| Определение диаграмм деформационного упрочнения по результатам исследований на наномеханических испытательных комплексах <i>Смирнов С.В., Смирнова Е.О., Голубкова И.А. (Екатеринбург, Россия)</i> | 176 |

| | |
|---|-----|
| Механизмы формирования микрополос локализованной деформации в монокристаллах никелида титана <i>Сурикова Н.С., Клопотов А.А., Корзникова Е.А.¹</i> <i>(Томск,¹ Уфа, Россия)</i> | 177 |
| Оценка возможности реализации турбулентного режима течения материала в нанокристаллическом слое <i>Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е., Колубаев А.В. (Томск, Россия)</i> | 178 |
| Количественные характеристики локализации сдвиговой деформации в призматическом [001]-монокристалле Ni ₃ Fe <i>Тихонова О.А., Малолетко А.А., Полтаранин М.А., Теплякова Л.А. (Томск, Россия)</i> | 180 |
| Исследование эффекта сверхпластичности в аустенитных сплавах и сталях <i>Тусупжанов А.Е., Досым Е., Нургамит К.</i> <i>(Усть-Каменогорск, Казахстан)</i> | 182 |
| Механизмы формирования и типы паттерна на поверхности твердых тел в области упругой деформации <i>Хон Ю.А., Zapolsky Н.¹, Каминский П.П. (Томск, Россия,</i> <i>¹Руан, Франция)</i> | 183 |
| Об одном представлении упругих, пластических деформаций твердых тел, включая деформации запредельного деформирования <i>Чанышев А.И. (Новосибирск, Россия)</i> | 184 |
| Генерация точечных дефектов в ГЦК-металлах <i>Черепанов Д.Н., Барбакова Е.А., Старенченко В.А.</i> <i>(Томск, Россия)</i> | 186 |
| Металл-водородные состояния и адаптационная способность стали к разгрузке концентрационных водородных микронапряжений <i>Шашкова Л.В., Шашкова В.К., Манаков Н.А., Савченков Э.А.</i> <i>(Оренбург, Россия)</i> | 187 |

Секция 4. Наноматериалы и нанотехнологии

| | |
|--|-----|
| Изучение закономерностей фрагментации структуры при кручении под квазигидростатическим давлением углеродистых сталей аустенитного, феррито-перлитного и мартенситного классов <i>Астафурова Е.Г., Захарова Г.Г., Тукеева М.С., Мельников Е.В., Найденкин Е.В., Добаткин С.В.¹</i> <i>(Томск,¹ Москва, Россия)</i> | 193 |
| Использование магнитных наночастиц для исследования магнитной неоднородности материалов <i>Винников Л.Я. (Черноголовка, Россия)</i> | 194 |
| Расчет индекса корреляционной длины одномерного наномангнетика <i>Галичина Е.В., Спириин Д.В., Удодов В.Н. (Абакан, Россия)</i> | 195 |
| Поверхностные явления в наноструктурах <i>Головнев И.Ф., Головнева Е.И., Фолин В.М.</i> <i>(Новосибирск, Россия)</i> | 197 |

| | |
|---|-----|
| Тонкодисперсные порошки диоксида кремния, легированные алюминием и редкоземельными элементами <i>Гринберг Е.Е., Михель В.С., Исакова Л.Д., Стрельникова И.Е., Санду Р.А., Сударикова Е.Ю. (Москва, Россия)</i> | 198 |
| Особенности гетерофазной и зеренной структуры сплава V–Zr–C в зависимости от режимов термомеханической обработки <i>Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М.¹ (Томск, ¹Москва, Россия)</i> | 199 |
| Электронная структура и оптические свойства малых кластеров алмаза <i>Гриняев С.Н., Нявро А.В., Черепанов В.Н., Копцев А.П. (Томск, Россия)</i> | 200 |
| Особенности упрочнения порошков Cu и смеси Cu + Al при их наноструктурировании в процессе интенсивного деформационного воздействия <i>Денисов К.И., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корчагин М.А.¹ (Томск, ¹Новосибирск, Россия)</i> | 201 |
| Особенности высокоградиентных субмикроструктурных состояний и наноструктурных состояний, формирующихся при больших пластических деформациях металлов и сплавов <i>Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н. (Томск, Россия)</i> | 202 |
| Особенности формирования высокодефектных структурных состояний в порошках металлов в процессе механической активации <i>Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корчагин М.А.¹ (Томск, ¹Новосибирск, Россия)</i> | 204 |
| Особенности низкотемпературного электронного переноса в углеродных нанотрубках <i>Егорушкин В.Е., Мельникова Н.В., Пономарев А.Н., Бобенко Н.Г. (Томск, Россия)</i> | 205 |
| Микроструктура и механические свойства сплава системы Zr–Nb после интенсивной пластической деформации при различных деформационных режимах <i>Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Фортуна С.В.¹, Олейникова Е.В.¹, Суворов К.А., Толмачев А.И. (Томск, ¹Северск, Россия)</i> | 206 |
| Особенности микроструктуры и деформационного поведения субмикроструктурного титана VT1-0, полученного методом интенсивной пластической деформации <i>Ерошенко А.Ю., Шляхова Г.В., Данилов В.И., Шаркеев Ю.П. (Томск, Россия)</i> | 207 |
| Количественная оценка степени неравновесности структуры границ зерен в ультрамелкозернистых материалах по температурной зависимости внутреннего трения <i>Кашин О.А., Дударев Е.Ф., Колобов Ю.Р.¹, Почивалова Г.П., Скозырский А.Б., Лотков А.И. (Томск, ¹Белгород, Россия)</i> | 209 |
| Трибологические свойства ультрамелкозернистых титановых сплавов <i>Кашин О.А., Круковский К.В., Лотков А.И. (Томск, Россия)</i> | 210 |

| | |
|---|-----|
| Компьютерное моделирование формирования наноструктур на основе бислойных металлических пленок. Изучение их кинематических свойств <i>Коноваленко Ив.С., Зольников К.П., Псахье С.Г.</i> (Томск, Россия) | 212 |
| Многоэлементные нанокompозитные покрытия: метод синтеза, особенности фазово-структурного и упруго-напряженного состояния <i>Коротаев А.Д., Борисов Д.П., Мошков В.Ю., Овчинников С.В., Тюменцев А.Н.</i> (Томск, Россия) | 214 |
| Кумулятивное и детонационно-газовое напыление покрытий нанокompозитными порошками <i>Корчагин М.А., Дудина Д.В., Кинеловский С.А., Яковлев В.И.¹, Ситников А.А.¹, Ляхов Н.З.</i> (Новосибирск, ¹ Барнаул, Россия) | 215 |
| Использование метода дифракции обратно рассеянных электронов для количественной оценки степени неравновесности микроструктуры ультрамелкозернистых металлов и сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией <i>Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И.</i> (Томск, Россия) | 216 |
| Формирование наноразмерных интерметаллидов в поверхностных слоях титана в условиях ионного облучения <i>Курзина И.А., Шаркеев Ю.П., Окс Е.М., Козлов Э.В.</i> (Томск, Россия) | 217 |
| Теоретические и экспериментальные исследования термической стабильности ультрамелкозернистого α -титана <i>Липницкий А.Г., Колобов Ю.Р., Иванов М.Б., Неласов И.В., Манохин С.С., Аксенов Д.А.</i> (Белгород, Россия) | 219 |
| Эволюция дефектной структуры метастабильной аустенитной стали в процессе прокатки до больших степеней деформации <i>Литовченко И.Ю., Захожева М.И., Тюменцев А.Н.</i> (Томск, Россия) | 220 |
| Механизмы формирования предельной величины зерна при накоплении мегапластической тепловой деформации в сплавах на основе никелида титана <i>Лотков А.И., Батулин А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И.¹</i> (Томск, Россия, ¹ Минск, Беларусь) | 221 |
| Особенности дефектной структуры нанокристаллического Та, полученного кручением под давлением <i>Малахова С.А., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В.¹</i> (Томск, ¹ Уфа, Россия) | 223 |
| Повышение износостойкости ферритно-перлитной стали после холодного равноканального углового прессования <i>Мордовской П.Г., Яковлева С.П., Махарова С.Н., Макаров А.В.¹</i> (Якутск, ¹ Екатеринбург, Россия) | 224 |
| Исследование особенностей микроструктуры и термическая стабильность многокомпонентных нанокompозитных покрытий системы Ti–C–Ni–Cr–Al–Si–Cu–N <i>Мошков В.Ю., Коротаев А.Д., Овчинников С.В., Борисов Д.П.</i> (Томск, Россия) | 226 |

| | |
|---|-----|
| Разработка наноструктурного сверхпластичного алюминиевого сплава <i>Мышляев М.М. (Москва, Россия)</i> | 227 |
| Влияние ионного наноструктурирования поверхностного слоя подложки на термоциклическую стойкость теплозащитного покрытия Si–Al–N <i>Никалин А.Ю., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Нейфельд В.В.</i> <i>(Томск, Россия)</i> | 228 |
| Роль нанодисперсных включений в упрочнении конструкционных материалов <i>Панин В.Е., Дерюгин Е.Е., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 230 |
| Особенности влияния холодной пластической деформации на структуру и механические свойства ультрамелкозернистых титановых сплавов <i>Раточка И.В., Лыкова О.Н., Грабовецкая Г.П.</i> <i>(Томск, Россия)</i> | 230 |
| Механизм формирования наноструктурного состояния в условиях плазменного напыления механоактивированных порошков из материалов с эффектом памяти формы <i>Русинов П.О., Бледнова Ж.М. (Краснодар, Россия)</i> | 231 |
| Исследование образования селеновых наностержней <i>Савинцев Ю.П., Савинцева С.А., Иванов К.В.¹, Машковцев Р.И.,</i> <i>Найден Е.П.¹, Шевченко В.С., Уракаев Ф.Х. (Новосибирск,</i> <i>¹Томск, Россия)</i> | 233 |
| Исследование плазмохимических порошков $ZrO_2-Al_2O_3-Y_2O_3$, подвергнутых термической и механической обработке в шаровой мельнице методами адсорбционного анализа <i>Севостьянова И.Н., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 234 |
| Формирование нанокомпозитных многослойных теплозащитных покрытий с высокой термоциклической стойкостью ионно-магнетронным методом <i>Сергеев В.П., Панин В.Е. (Томск, Россия)</i> | 235 |
| Обработка поверхностных слоев ферритно-мартенситной стали ЭК-181 ионными пучками циркония <i>Синякова Е.А., Панин А.В., Первалова О.Б., Шугуров А.Р.,</i> <i>Сергеев В.П., Леонтьева-Смирнова М.В.¹ (Томск,</i> <i>¹Москва, Россия)</i> | 237 |
| Исследование многослойных наноструктурных покрытий на основе системы Ni–Al, сформированных методом магнетронного напыления <i>Федорищева М.В., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р.,</i> <i>Калашиников М.П., Сергеев О.В. (Томск, Россия)</i> | 239 |
| Соотношение Холла–Петча для титана в интервале от крупнокристаллического до наноструктурного состояний <i>Шаркеев Ю.П., Курзина И.А., Ерошенко А.Ю., Толмачев А.И.,</i> <i>Чабанец А.А. (Томск, Россия)</i> | 240 |

| | |
|---|-----|
| Исследование дефектной субструктуры аустенитной стали после высоких степеней деформации прокаткой и кручением под давлением в камере Бриджмена <i>Шевченко Н.В., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Корзников А.В.¹ (Томск, ¹Уфа, Россия)</i> | 241 |
|---|-----|

Секция 5. Материалы с модифицированными поверхностными слоями и покрытиями. Градиентные материалы

| | |
|---|-----|
| Влияние содержания меди на разрушение зоны трения скользящего электроконтакта, содержащего переработанную сталь <i>Алеутдинова М.И.^{1,2}, Фадин В.В.¹ (¹Томск, ²Северск, Россия)</i> | 245 |
| Электропроводность контакта металлических материалов в присутствии расплава Pb–Sn между скользящими поверхностями <i>Алеутдинова М.И.^{1,2}, Фадин В.В.¹ (¹Томск, ²Северск, Россия)</i> | 246 |
| Исследование трибологической эффективности металлических нанодобавок к смазочным маслам при работе пар трения по различным кинематическим схемам <i>Беляев С.А., Тарасов С.Ю., Jankauskas V.¹ (Томск, Россия, ¹Каунас, Литва)</i> | 248 |
| Механизм противозадирного действия углеродных нанопокровитель-ориентантов в режиме граничной смазки <i>Буяновский И.А., Левченко В.А.¹, Игнатьева З.В., Большаков А.Н., Матвеев В.Н.¹ (Екатеринбург, ¹Москва, Россия)</i> | 249 |
| Кластеры малого размера в металлографическом изображении ферритно-перлитной микроструктуры сталей <i>Винокуров Г.Г., Попов О.Н., Винокурова С.Г.¹ (Якутск, ¹Санкт-Петербург, Россия)</i> | 251 |
| Корреляционные характеристики поверхности трения термообработанных покрытий из порошковых проволок с тугоплавкими добавками <i>Винокуров Г.Г., Стручков Н.Ф., Гаврильева А.А. (Якутск, Россия)</i> | 253 |
| Упрочнение рабочих органов машин путем плазменной обработки <i>Волокитин Г.Г., Клопотов А.А., Старенченко В.А., Чумаевский А.В., Джалолов Ш.А. (Томск, Россия)</i> | 255 |
| Структура и механические свойства нанокompозитных покрытий на основе системы Al–Cr–N <i>Воронов А.В., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Калашников М.П., Гордийчук Д.А. (Томск, Россия)</i> | 257 |
| Получение коррозионно-износостойких покрытий на основе диборида титана методом электронно-лучевой наплавки в вакууме <i>Гальченко Н.К., Лепанова О.К., Афанасьев Н.И., Колесникова К.А. (Томск, Россия)</i> | 258 |

| | |
|--|-----|
| Особенности формирования трибослоев на поверхности композита «WC – сталь Гадфильда» при изменении приложенного давления <i>Гнюсов С.Ф., Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 260 |
| Ионно-плазменное модифицирование поверхности алюминиевых сплавов на мезоуровне <i>Гончаренко И.М., Лобач М.И., Семухин Б.С., Казанцев Г.Ю. (Томск, Россия)</i> | 261 |
| Влияние электронно-лучевой обработки на трибологические свойства титана <i>Гриценко Б.П., Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф., Круковский К.В., Гирсова Н.В., Тересов А.Д., Лопатин И.В. (Томск, Россия)</i> | 263 |
| Покрытия на основе наноксида циркония <i>Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Жилкина Н.А (Томск, Россия)</i> | 264 |
| Свойства нитридных покрытий, полученных вакуумно-дуговым испарением спеченных композиционных катодов Ti–Si <i>Гурских А.В., Прибытков Г.А., Степанов И.Б., Додорин К.Ю. (Томск, Россия)</i> | 266 |
| Роль ультрадисперсных карбидов в повышении износостойкости покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна <i>Дампилон Б.В., Дураков В.Г., Еремина Л.В. (Томск, Россия)</i> | 267 |
| Получение износостойких нанокристаллических композиционных слоев на силуминах с помощью электронно-ионно-плазменного воздействия <i>Иванов Ю.Ф., Маркова Е.А., Колубаева Ю.А., Тересов А.Д., Коваль Н.Н., Будовских Е.А.¹, Бибик Н.В.², Черенда Н.Н.², Углов В.В.², Ласковнев А.П.² (Томск, ¹Новокузнецк, Россия, ² Минск, Беларусь)</i> | 269 |
| Структурный фактор в повышении износостойкости электронно-лучевых наплавленных покрытий из стали Р6М5 <i>Игнатов А.А., Дураков В.Г., Гнюсов С.Ф. (Томск, Россия)</i> | 270 |
| Влияние импульсной электронно-лучевой обработки на микроструктуру и трибологические свойства композиционных электронно-лучевых наплавленных покрытий на основе диборида титана <i>Колесникова К.А., Гальченко Н.К., Белюк С.И., Тересов А.Д., Москвин П.В. (Томск, Россия)</i> | 272 |
| Фазовый и химический состав покрытия TiAlN на сталях и сплавах, осаждаемого в условиях вакуумно-дугового метода <i>Крипакова М.В., Князева А.Г., Гончаренко И.М. (Томск, Россия)</i> | 274 |
| Радиусы корреляции поверхностей трения покрытия с ультрадисперсными модифицирующими добавками и металлического контртела <i>Лебедев Д.И., Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г., Лебедев М.П. (Якутск, Россия)</i> | 275 |

| | |
|---|-----|
| Формирование поверхностных сплавов и плакирование металлических систем для улучшения их механических и электрических свойств <i>Марков А.Б., Петров В.И., Яковлев Е.В. (Томск, Россия)</i> | 277 |
| Структурно-фазовое состояние частиц износа и износостойкость композитов WC–(Fe–Mn–C) <i>Мельников А.Г., Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Гнусов С.Ф., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 279 |
| Структура и свойства градиентных покрытий, полученные электронно-лучевой наплавкой композиционных порошков, легированных азотом <i>Наркевич Н.А., Иванова Е.А., Дураков В.Г. (Томск, Россия)</i> | 280 |
| Релаксация остаточных напряжений в аустенитных азотистых покрытиях, полученных электронно-лучевой наплавкой <i>Наркевич Н.А., Иванова Е.А., Тагильцева Д.Н. (Томск, Россия)</i> | 282 |
| Влияние наноструктурирования поверхностного слоя на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni ₃ Al <i>Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Боянгин Е.Н. (Томск, Россия)</i> | 283 |
| Наноструктурирование поверхностного слоя металлокерамического сплава при импульсном электронно-пучковом облучении в азотсодержащей атмосфере <i>Овчаренко В.Е., Букрина Н.В., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А.¹, Ван Джинчен (Jian-qiang Wang)², Ю Баохай (Bao-hai Yu)² (Томск, ¹Юрга, Россия, ²Шеньян, Китай)</i> | 286 |
| Исследование влияния легирования медью на структуру и свойства покрытий нитрида титана <i>Овчинников С.В., Кортаев А.Д., Мошков В.Ю., Тюменцев А.Н. (Томск, Россия)</i> | 288 |
| Формирование наноструктурных состояний в ферромагнитных пленках Fe ₄ N <i>Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Панин А.В., Шугуров А.Р., Сергеев В.П. (Томск, Россия)</i> | 290 |
| Способы модификации сверхвысокомолекулярного полиэтилена для создания износостойких полимерных композиционных материалов <i>Панин С.В., Корниенко Л.А., Пувадин Т., Пирияон С., Шилько С.В.¹, Сергеев В.П., Мандунг Т., Сонджайтам Н., Мержиевский Л.А.² (Томск, Россия, ¹Гомель, Беларусь, ²Новосибирск, Россия)</i> | 291 |
| Влияние состава керамик ZrO ₂ –MgO на коэффициент термического расширения <i>Промахов В.В., Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 292 |
| Влияние химического состава основы на физико-механические свойства диффузионных боридных покрытий <i>Пугачева Н.Б., Гурченко Т.М., Замараев Л.М. (Екатеринбург, Россия)</i> | 294 |

| | |
|---|-----|
| Износостойкость диффузионного боридного покрытия на штамповой стали 4X5MФС <i>Пугачева Н.Б., Замятин А.Н., Трушина Е.Б. (Екатеринбург, Россия)</i> | 296 |
| Влияние равноканального углового прессования на особенности формирования структуры и механические свойства антифрикционного сплава Al–Sn <i>Русин Н.М., Скоренцев А.Л. (Томск, Россия)</i> | 298 |
| Рентгенографические исследования поверхности трения керамических и металлокерамических композитов методом скользящего пучка <i>Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Севостьянова И.Н., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 300 |
| Эволюция структуры поверхностных слоев и износостойкость трансформационно-упрочненных керамических и металло-керамических композитов в условиях трения скольжения <i>Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Севостьянова И.Н., Гнюсов С.Ф., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 301 |
| Формирование поверхностных слоев в композитах WC–(Fe–Mn–C) после сухого трения по стали в широком диапазоне скоростей скольжения <i>Севостьянова И.Н., Савченко Н.Л., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 303 |
| Повышение пластичности мартенситно-стареющих сталей при ионной бомбардировке поверхностного слоя <i>Сергеев О.В., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Попова Н.А., Козлов Э.В. (Томск, Россия)</i> | 304 |
| Моделирование локальной адгезионной прочности на сдвиг слоев биметаллического соединения с промежуточным плакирующим слоем <i>Смирнов С.В., Мясникова М.В., Пугачева Н.Б. (Екатеринбург, Россия)</i> | 305 |
| Влияние наноструктурирования поверхностного слоя высокопрочной стали 38ХНЗМФА перед нанесением защитного покрытия на основе Fe ₄ N на ее стойкость к водородному износу <i>Сунгатулин А.Р., Сергеев В.П., Воронов А.В., Федорищева М.В., Сергеев О.В. (Томск, Россия)</i> | 306 |
| Влияние длительности азотирования на характер трещинообразования при растяжении образцов азотированного никелида титана <i>Тимкин В.Н., Лотков А.И., Гришков В.Н. (Томск, Россия)</i> | 307 |
| Свойства слоя структурных изменений, возникающих в зоне скользящего контакта под действием электрического тока <i>Фадин В.В.¹, Алеутдинова М.И.^{1,2} (¹Томск, ²Северск, Россия)</i> | 309 |
| Исследование ионно-плазменных нитридных покрытий, полученных распылением композиционных порошковых катодов Ti–Al–Si <i>Фирсина И.А., Прибытков Г.А., Степанов И.Б., Додорин К.Ю. (Томск, Россия)</i> | 310 |

| | |
|---|-----|
| Создание металлокерамических защитных слоев на поверхности конструкционных сталей <i>Шаркеев Ю.П., Ковалевская Ж.Г., Белявская О.А., Толмачев А.И., Уваркин П.В. (Томск, Россия)</i> | 312 |
| Роль напряжений на границе раздела «пленка – подложка» в деградации многослойных структур при термическом нагружении <i>Шугуров А.Р., Панин А.В. (Томск, Россия)</i> | 314 |

Секция 6. Материалы конструкционного, функционального и медицинского назначения. Диагностика материалов

| | |
|--|-----|
| Теоретическое изучение атомной и электронной структуры границ раздела «металл – сплав» <i>Бакулин А.В., Мельников В.В., Заполска Е.¹, Хон Ю.А., Кулькова С.Е. (Томск, Россия, ¹Руан, Франция)</i> | 319 |
| Природа изменения пластичности в ряду В2-интерметаллидов TiFe → TiCo → TiNi <i>Батурин А.А., Лотков А.И. (Томск, Россия)</i> | 320 |
| Керамика медицинского назначения «ZrO ₂ – поли-3-оксибутират» <i>Буякова С.П., Кульков С.Н., Козлова А.В., Молчунова Л.М., Бонарцева Г.А. (Томск, Россия)</i> | 322 |
| Ультразвуковой инфракрасный термографический неразрушающий контроль композиционных материалов <i>Вавилов В.П., Чулков А.О., Хорев В.С. (Томск, Россия)</i> | 323 |
| Влияние ультрадисперсных добавок на твердость опытных буровых пластин из вольфрамкобальтового сплава <i>Винокуров Г.Г., Васильева М.И., Федоров М.В. (Якутск, Россия)</i> | 326 |
| Применение методов позитронной аннигиляционной спектроскопии для исследования перспективных материалов атомной и электронной техники <i>Графутин В.И.¹, Илюхина О.В.¹, Мясничева Г.Г.¹, Савельев Г.И.¹, Светлов-Прокопьев Е.П.^{1,2}, Тимошенко С.П.², Фунтиков Ю.В.¹, Хмелевский Н.О.¹ (¹Москва, ²Зеленоград, Россия)</i> | 328 |
| Исследование механических свойств корундовой керамики при изменении пористости и размеров структурных элементов <i>Григорьев М.В., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 329 |
| Тонкая кристаллическая структура и ее связь с морфологическим строением порового пространства корундовой керамики на основе порошков различной дисперсности <i>Григорьев М.В., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 330 |
| Эволюция микроструктуры сплавов на основе TiNi при накоплении больших пластических деформаций в процессе теплой многопроходной прокатки <i>Гришков В.Н., Лотков А.И., Батурин А.А., Кашин О.А., Жапова Д.Ю., Гирсова Н.В., Круковский К.В., Тимкин В.Н., Братчиков А.Д. (Томск, Россия)</i> | 331 |

| | |
|--|-----|
| Влияние интенсивной пластической деформации на микроструктуру и неупругие свойства сплава $Ti_{50}Ni_{47.3}Fe_{2.7}$ (ат. %) <i>Гришков В.Н., Лотков А.И., Копылов В.И.¹, Батурин А.А., Гирсова Н.В., Жапова Д.Ю. (Томск, Россия, ¹Минск, Беларусь)</i> | 333 |
| Особенности модификации гетерофазной и зеренной структуры, механических свойств малоактивируемых сплавов системы V–4Ti–4Cr в зависимости от режимов термомеханической обработки <i>Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Потапенко М.М.¹ (Томск, ¹Москва, Россия)</i> | 334 |
| Влияние частиц меди в слое трения в трибологической пары автомобильный тормозной «диск – колодка». Результаты МСА-моделирования <i>Дмитриев А.И., Естерле В.¹, Клос Х.¹ (Томск, Россия, ¹Берлин, Германия)</i> | 335 |
| Исследование физико-механических и электрофизических свойств электропроводящих огнеупорных керамик на основе $SnO_2-Sb_2O_3-CuO$ <i>Добросмыслов С.С., Кирко В.И., Нагибин Г.Е., Резинкина О.А., Степанов Е.И. (Красноярск, Россия)</i> | 337 |
| Исследования термостойкого микроплазменного покрытия из ZrO_2 до и после термоциклических испытаний <i>Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. (Томск, Россия)</i> | 342 |
| Структура и механические свойства композитов $(ZrO_2 + 3 \% MgO) - CaSiO_3$ <i>Дуангсупта Ч., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 343 |
| Закономерности деформационного поведения, макролокализации пластической деформации и разрушения высокопрочного титана с субмикроструктурной структурой, сформированной при тепловой прокатке <i>Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Кашин О.А., Табаченко А.Н., Скоырский А.Б., Почивалова Г.П., Лотков А.И., Жоровков М.Ф. (Томск, Россия)</i> | 344 |
| Деформационное поведение и разрушение субмикроструктурного титана при повышенных температурах <i>Дударев Е.Ф., Кашин О.А., Колобов Ю.Р., Бакач Г.П., Голосов Е.В., Почивалова Г.П., Жоровков М.Ф., Горяинов А.А.¹ (Томск, ¹Белгород, Россия)</i> | 345 |
| Дисперсность и морфология выделений хрома в псевдосплав CuCr после наплавки и деформации <i>Дураков В.Г., Дампион Б.В., Гнусов С.Ф. (Томск, Россия)</i> | 347 |
| Влияние надмолекулярной структуры на оптические свойства голографических полимерно-дисперсных жидких кристаллов <i>Жаркова Г.М., Стрельцов С.А., Хачатурян В.М. (Новосибирск, Россия)</i> | 349 |

| | |
|---|-----|
| Влияние отжига на модули упругости алюминиевого ультрамелкозернистого алюминиевого сплава 1421 <i>Землякова Н.В., Кикин П.Ю., Мишакин В.В.</i> (Нижний Новгород, Россия) | 350 |
| Пористые композиционные материалы на основе карбосилицида титана <i>Итин В.И., ЛепакOVA О.К., Глейкин И.А., Еркаев П.А.</i> (Томск, Россия) | 352 |
| Синтез покрытия на подложке в условиях растяжения <i>Кадирова А.С., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i> | 353 |
| Разработка составов и технологии получения новых пеностекольных материалов <i>Казьмина О.В., Мухортова А.В., Семухин Б.С. (Томск, Россия)</i> | 354 |
| Структура керамик $ZrO_2(MgO)$ переменного состава <i>Калатур Е.С., Промахов В.В., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i> (Томск, Россия) | 356 |
| Связь размеров областей когерентного рассеяния в поликристаллическом α -кварце с мезоструктурой кремнеземистой керамики <i>Каныгина О.Н., Четверикова А.Г. (Оренбург, Россия)</i> | 358 |
| Сверхэластичность в монокристаллах ферромагнитного сплава $CoNiGa$, состаренных под сжимающей нагрузкой <i>Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кретинина И.В.</i> (Томск, Россия) | 359 |
| Влияние водорода на ориентационную зависимость критических скалывающих напряжений в монокристаллах аустенитной нержавеющей стали с низкой величиной энергии дефекта упаковки <i>Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В. (Томск, Россия)</i> | 361 |
| Эволюция структуры суперсплава $Ni-Al-Me$ после отжига <i>Козлов Э.В., Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Конева Н.А.</i> (Томск, Россия) | 362 |
| Структура и свойства керамик, полученных из порошковых систем бифракционного состава <i>Козлова А.В., Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 363 |
| Пористая структура керамических материалов $ZrO_2-Al_2O_3$ <i>Козлова А.В., Жуков И.А., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i> (Томск, Россия) | 365 |
| Влияние температуры деформации и энергии дефекта упаковки на накопление дислокаций в поликристаллах сплавов $Cu-Al$ <i>Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В.</i> (Томск, Россия) | 366 |
| Коррозионное поведение титана в крупнокристаллическом и наноструктурном состояниях и кальций-фосфатных покрытиях <i>Комарова Е.Г., Легостаева Е.В., Лямина Г.В., Шаркеев Ю.П.</i> (Томск, Россия) | 368 |

| | |
|--|-----|
| Влияние размера частиц сегнетоэластомера на величину электромагнитной эмиссии в клеящих полимерах <i>Кузнецов В.П. (Кемерово, Россия)</i> | 370 |
| Исследование диффузии атома водорода в кристаллах ГЦК-металлов методом молекулярной динамики <i>Кулабухова Н.А., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. (Барнаул, Россия)</i> | 371 |
| Электрохимические свойства микродуговых кальций-фосфатных покрытий на цирконии, сформированных в электролитах на основе синтезированного и биологического гидроксиапатита <i>Куляшова К.С., Шаркеев Ю.П., Легостаева Е.В., Синебрюхов С.Л.¹ (Томск, ¹Владивосток, Россия)</i> | 373 |
| Трибологический контроль смазочной способности рабочих жидкостей <i>Ларионов С.А., Ефимов М.В., Аникин Е.И., Беляев С.А., Тарасов С.Ю. (Томск, Россия)</i> | 375 |
| Физико-химические, трибологические и биологические свойства микродуговых кальций-фосфатных биопокровов на титане и цирконии <i>Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П., Хлусов И.А., Комарова Е.Г., Куляшова К.С. (Томск, Россия)</i> | 376 |
| Исследование кровоостанавливающего действия электроположительного сорбционного материала <i>Лернер М.И., Псахье С.Г., Глазкова Е.А., Серова А.Н. (Томск, Россия)</i> | 378 |
| Применение сопряженного акустического и радиационного воздействия на содержащие водород металлы для неразрушающего контроля <i>Лидер А.М., Ларионов В.В., Лисичко Е.В. (Томск, Россия)</i> | 379 |
| Влияние модификации поверхности никелида титана ионами циркония, кремния или титана на мезенхимальные стволовые клетки крысы <i>in vitro</i> <i>Матвеева В.А., Лотков А.И.¹, Мейснер Л.Л.¹, Артемьева Л.В., Мейснер С.Н.¹, Матвеев А.Л. (Новосибирск, ¹Томск, Россия)</i> | 381 |
| Влияние ионного легирования и шероховатости поверхности на биосовместимость никелида титана <i>Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Матвеева В.А.¹, Артемьева Л.В.¹, Мейснер С.Н., Матвеев А.Л.¹ (Томск, ¹Новосибирск, Россия)</i> | 382 |
| Оценка остаточных упругих напряжений и градиента модуля упругости в сплаве $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ <i>Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Остапенко М.Г., Гудимова Е.Ю. (Томск, Россия)</i> | 383 |
| Разработка и исследование системы пространственного отбора для комптоновской томографии на базе пинхола <i>Мудров М.А., Капранов Б.И. (Томск, Россия)</i> | 385 |

| | |
|---|-----|
| Перспективные высокопрочные титановые сплавы с ультрамелкозернистой структурой, полученные методами интенсивной пластической деформации <i>Найденкин Е.В., Грабовецкая Г.П., Раточка И.В. (Томск, Россия)</i> | 387 |
| Многоуровневый метод анализа деформации металлических сплавов и углерод-углеродных композиционных материалов по данным тензометрии, картирования деформации на поверхности и акустической эмиссии <i>Панин С.В., Бурков М.В., Бяков А.В., Любутин П.С., Полтаранин М.А., Гренке В.В., Шакиров И.В., Титов В.В., Алтухов Ю.А. (Томск, Россия)</i> | 388 |
| Закономерности В2–L1 ₀ мартенситных превращений в монокристаллах и нанокompозитах ферромагнитного сплава Co ₃₅ Ni ₃₅ Al ₃₀ <i>Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Канафьева А.С., Maier H.¹ (Томск, Россия, ¹Paderborn, Germany)</i> | 390 |
| Термоупругие мартенситные превращения и циклическая стабильность функциональных свойств ферромагнитных монокристаллов NiFeGaCo <i>Панченко Е.Ю., Казанцева Л.П., Тимофеева Е.Е., Чумляков Ю.И., Maier H.¹ (Томск, Россия, ¹Paderborn, Germany)</i> | 392 |
| Исследование магнитных свойств субмикрoкристаллического никеля на основе эффекта Баркгаузена <i>Петракова И.В., Кузнецов П.В., Рахматулина Т.В. (Томск, Россия)</i> | 393 |
| Effect of adding graft UHMWPE and nanofillers onto mechanical properties and wear resistance of ultra-high molecular weight polyethylene mixture <i>Piriyaon S., Panin S.V., Kornienko L.A., Ivanova L.R. (Tomsk, Russia)</i> | 395 |
| Фазообразование при легировании Ni ₃ Al бором, хромом и гафнием <i>Попова Н.А., Федорищева М.В., Калашиников М.П., Пасенова А.Д., Никоненко Е.Л., Конева Н.А., Козлов Э.В. (Томск, Россия)</i> | 396 |
| Композиционные порошковые материалы «алюминий – переходный металл» (технологии получения и свойства) <i>Прибытков Г.А., Коржова В.В., Фирсина И.А., Коростелева Е.Н. (Томск, Россия)</i> | 398 |
| Сравнительный анализ хронограмм фурье-спектра акустической эмиссии в различных парах трения <i>Рубцов В.Е., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю., Колубаев А.В. (Томск, Россия)</i> | 400 |
| Структурные изменения поверхности трения и трибологические свойства субмикрoкристаллической керамики ZrO ₂ –Y ₂ O ₃ –Al ₂ O ₃ <i>Саблина Т.Ю., Савченко Н.Л., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 401 |
| Трение и износ керамики ZrO ₂ –MgO в условиях высокоскоростного скольжения <i>Саблина Т.Ю., Савченко Н.Л., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 402 |

| | |
|---|-----|
| Антибактериальный материал на основе наноструктурного оксигидроксида алюминия <i>Серова А.Н., Красноженов Е.П., Глазкова Е.А., Лернер М.И., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 403 |
| Деформационное поведение и разрушение аморфно-нанокристаллического, нанокристаллического и субмикроструктурного никелида титана <i>Скосырский А.Б., Бакач Г.П., Дударев Е.Ф., Малеткина Т.Ю. (Томск, Россия)</i> | 405 |
| Исследование процессов синтеза в порошковой системе Zr–В при динамическом воздействии <i>Товпинец А.О., Дмитриева М.А., Лейцин В.Н. (Калининград, Россия)</i> | 407 |
| Особенности работы лазерных акустических датчиков с плоскостным и точечным контактами в дефектоскопе, использующем метод свободных колебаний <i>Хатьков Д.Н., Романов С.И. (Томск, Россия)</i> | 409 |
| Механохимический синтез модификаций апатита в качестве перспективных материалов для медицины <i>Чайкина М.В. (Новосибирск, Россия)</i> | 411 |
| Применение метода трансмиссионной рентгеновской томографии высокого разрешения для исследования имплантатов из наноструктурированного титана <i>Шаркеев Ю.П., Клименов В.А., Белявская О.А., Капранов Б.И., Белкин Д.С., Ерошенко А.Ю. (Томск, Россия)</i> | 412 |
| Влияние режима термообработки на особенности микроструктуры ферритно-мартенситной (12 % Cr) стали ЭК-181 <i>Шевяко Н.А., Тюменцев А.Н., Астафурова Е.Г., Литовченко И.Ю., Чернов В.М.¹, Леонтьева-Смирнова М.В.¹ (Томск, ¹Москва, Россия)</i> | 414 |

Секция 7. Проблемы мезомеханики в молекулярной биологии и фундаментальной медицине

| | |
|---|-----|
| Структурно-скейлинговые переходы и моделирование денатурации ДНК <i>Герасимова Е.И., Наймарк О.Б. (Пермь, Россия)</i> | 419 |
| Возможности атомно-силовой микроскопии для исследования биологических мембран <i>Зайцев Б.Н. (Кольцово, Новосибирская обл., Россия)</i> | 420 |
| Механизм деформации эритроцитов под влиянием АТФ <i>Куницын В.Г., Некрасова М.Ф. (Новосибирск, Россия)</i> | 421 |
| Структурные переходы и изменение некоторых функций эритроцитарных мембран при действии на них наночастиц оксидов металлов <i>Мокрушников П.В., Панин Л.Е., Зайцев Б.Н.¹, Козельская А.И.² (Новосибирск, ¹Кольцово, Новосибирская обл., ²Томск, Россия)</i> | 423 |

| | |
|---|-----|
| Элементы мезомеханики в лабораторной диагностике рассеянного склероза <i>Некрасова М.Ф., Предтеченская А.В., Куницын В.Г.</i> <i>(Новосибирск, Россия)</i> | 425 |
| Аддитивный эффект гормонов стресса в развитии наноструктурных переходов в эритроцитарных мембранах <i>Панин Л.Е. (Новосибирск, Россия)</i> | 426 |
| Использование флуоресцентных зондов для анализа структурных изменений плазматических мембран клеток <i>Рязанцева Н.В. (Томск, Россия)</i> | 428 |
| Использование малоугловой рентгеновской дифрактометрии для оценки структурных переходов в молекулах ДНК при ее взаимодействии с транскрипционными факторами <i>Тузиков Ф.В., Тузикова Н.А., Панин Л.Е.</i> <i>(Новосибирск, Россия)</i> | 429 |

Секция 8. Геодинамика и геоматериалы

| | |
|---|-----|
| Исследование общих закономерностей режима смещений фрагментов активных границ раздела блоков горных пород при периодических низкоамплитудных динамических воздействиях <i>Астафуров С.В., Шилько Е.В., Григорьев А.С., Сергеев В.В., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 433 |
| Контроль прочности горных пород при одноосном сжатии по параметрам электромагнитных сигналов <i>Беспалько А.А., Яворович Л.В., Федотов П.И. (Томск, Россия)</i> | 434 |
| Возможности сейсмического мониторинга при изучении эволюции индивидуальной трещины под действием внешних нагрузок <i>Дучков А.А., Стефанов Ю.П., Андерссон Ф.¹ (Новосибирск, ¹Томск, Россия, ²Лунд, Швеция)</i> | 436 |
| Моделирование современной эволюции напряженно-деформированного состояния Горного Алтая (район Чаган-Узунского блока) <i>Еремин М.О., Перышкин А.Ю., Макаров П.В. (Томск, Россия)</i> | 437 |
| Оценка риска обрушения кровли на основе численного анализа изменения напряженно-деформированного состояния вокруг очистного забоя <i>Кузнецова А.В., Смолин И.Ю., Дубинова А.Д. (Томск, Россия)</i> | 438 |
| Численный анализ течения геоматериалов в сходящихся каналах с учетом внутреннего трения и дилатансии <i>Лавриков С.В., Микенина О.А., Ревуженко А.Ф.</i> <i>(Новосибирск, Россия)</i> | 439 |
| Пространственные характеристики трещин отрыва и сдвига как источников упругих волн <i>Немирович-Данченко М.М. (Томск, Россия)</i> | 440 |

| | |
|--|-----|
| Моделирование современной эволюции внутриконтинентальной складчатой области центральной Азии. Геодинамическая обстановка в Байкальской рифтовой зоне <i>Перышкин А.Ю., Еремин М.О., Макаров П.В. (Томск, Россия)</i> | 442 |
| Роль остаточных напряжений гравитационного напряженного состояния на процессы в тектоносфере <i>Ребецкий Ю.Л. (Москва, Россия)</i> | 443 |
| О разработке способов прогноза ледовых ударов средствами физического моделирования <i>Ружич В.В., Псахье С.Г.¹, Черных Е.Н., Шилько Е.В.¹, Левина Е.А., Пономарева Е.И. (Иркутск, ¹Томск, Россия)</i> | 444 |
| Численный анализ напряженно-деформированного состояния в зоне опорного давления очистной горной выработки <i>Смолин И.Ю., Казин К.И. (Томск, Россия)</i> | 446 |
| Анализ напряженно-деформированного состояния элементов земной коры в Центрально-Азиатской области <i>Смолин И.Ю., Рудаков И.В., Емельянова К.С. (Томск, Россия)</i> | 447 |
| Локализация деформации и разрушение горных пород под действием жесткого штампа <i>Стефанов Ю.П., Бакеев Р.А., Репин А.А.¹ (Томск, ¹Новосибирск, Россия)</i> | 448 |
| Роль гравитации в формировании и современном состоянии земной коры по профилю Тарим–Алтай <i>Суворов В.Д., Стефанов Ю.П.¹, Павлов Е.В. (Новосибирск, ¹Томск, Россия)</i> | 449 |
| Об одном методе определения напряженно-деформированного состояния Земли, ее дефектности <i>Чанышев А.И. (Новосибирск, Россия)</i> | 449 |
| Изучение взаимосвязи сейсмической активности и деформационных процессов в блочных средах. Модельные исследования на ледовом покрове озера Байкал <i>Шилько Е.В., Псахье С.Г., Димаки А.В., Астафуров С.В., Гранин Н.Г.¹, Ружич В.В.¹ (Томск, ¹Иркутск, Россия)</i> | 450 |

Секция 9. Высокоэнергетические воздействия

| | |
|--|-----|
| Численное моделирование процессов нагрева и деформации при высокоскоростном косом соударении пластин из низкоуглеродистой стали <i>Балаганский И.А., Батаев И.А., Батаев А.А., Виноградов А.В., Быструшкин Е.И., Лосинская А.А., Самейцева Т.С. (Новосибирск, Россия)</i> | 455 |
| Исследование возможности применения импульсного термодинамического преобразователя энергии для инициирования детонации взрывчатых веществ <i>Гулевич М.А., Пай В.В., Федотенко Т.М., Яковлев И.В., Игнатенко А.Г., Саятин В.В. (Новосибирск, Россия)</i> | 456 |

| | |
|--|-----|
| Особенности применения адаптивного импульсного высокоэнергетического воздействия на формирование неразъемных соединений конструкционных материалов методами сварки и наплавки <i>Демьянченко А.А., Сараев Ю.Н. (Томск, Россия)</i> | 457 |
| Деформационное поведение и откольное разрушение ультрамелкозернистых ГЦК-металлов и сплавов при воздействии наносекундного релятивистского сильнофокусированного электронного пучка <i>Дударев Е.Ф., Кашин О.А., Марков А.Б., Майер А.Е.¹, Бакач Г.П., Табаченко А.Н., Почивалова Г.П., Гирсова Н.В., Жоровков М.Ф. (Томск,¹ Челябинск, Россия)</i> | 459 |
| Водородное насыщение технического титана, подвергнутого электронно-пучковой обработке <i>Казаченок М.С., Панин А.В., Кретова О.М., Коваль Н.Н., Лидер А.М. (Томск, Россия)</i> | 460 |
| Влияние учета анизотропии механических свойств металлов и сплавов на сдвиговое и откольное разрушение <i>Козлова М.А., Коньшева И.Ю., Кривошеина М.Н., Туч Е.В. (Томск, Россия)</i> | 461 |
| Моделирование учета структурных факторов при разрушении анизотропных преград <i>Кривошеина М.Н., Кобенко С.В.¹, Коньшева И.Ю. (Томск,¹ Нижневартовск, Россия)</i> | 462 |
| Взрывное компактирование карбида вольфрама по осесимметричной схеме <i>Лукиянов Я.Л., Бузюркин А.Е., Краус Е.И. (Новосибирск, Россия)</i> | 463 |
| Modification of UHMWPE/CNFs composites by electron beam irradiation <i>Poowadin T., Panin S.V., Kornienko L.A., Ivanova L.R., Poltaranin M.A. (Tomsk, Russia)</i> | 464 |
| Сравнение применения различных критериев прочности на напряженно-деформируемое состояние анизотропных материалов при динамических нагрузках <i>Радченко А.В., Радченко П.А. (Томск, Россия)</i> | 465 |
| Использование вейвлет-преобразования при исследовании природы последовательного охрупчивания при механической активации смеси Ti–Ni и последовательности событий при дальнейшем тепловом взрыве <i>Расколенко Л.Г., Шкода О.А. (Томск, Россия)</i> | 466 |
| Деформация и разрушение объемных наноструктурных материалов при ударно-волновых воздействиях. Компьютерное моделирование на мезоскопических уровнях <i>Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Скрипняк Н.В. (Томск, Россия)</i> | 467 |
| Неустойчивость и локализация пластической деформации при высокоскоростном пробивании как результат самоорганизации мезодефектов <i>Соковиков М.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Ляпунова Е.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. (Пермь, Россия)</i> | 468 |

Секция 10. Перспективные материалы

| | |
|--|-----|
| Наноструктурирование поверхностного слоя стали 12Х1МФ ионным пучком Zr^+ для повышения ее усталостной прочности <i>Власов И.В., Панин С.В., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Панин В.Е. (Томск, Россия)</i> | 473 |
| Экспериментальное определение электрической проводимости меди при импульсном нагружении <i>Гулевич М.А., Пай В.В., Яковлев И.В. (Новосибирск, Россия)</i> | 475 |
| Структура и свойства вольфрамата циркония <i>Дедова Е.С., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 476 |
| Пористые композиты $ZrO_2-Al_2O_3$, полученные из порошковых смесей оксида и гидроксида металлов <i>Жуков И.А., Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 476 |
| Вневакуумная электронно-лучевая наплавка тантала на толстолистовые пластины из титана ВТ1-0 <i>Журавина Т.В., Голковский М.Г., Батаев В.А., Батаева З.Б., Бородина Е.О., Самойленко В.В. (Новосибирск, Россия)</i> | 478 |
| Влияние термической обработки на свойства плазмохимических порошков на основе ZrO_2 <i>Канаки А.В., Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 479 |
| Влияние водорода на термический гистерезис и механические свойства в моно- и поликристаллах никелида титана <i>Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Данильсон Ю.Н., Кейних К.С. (Томск, Россия)</i> | 481 |
| Структура и свойства $ZrO_2-Y_2O_3$ и их изменение после низкотемпературных отжигов <i>Клевцова Е.В., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 482 |
| Влияние дисперсности порошков на их уплотнение при спекании <i>Козлова А.В., Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 483 |
| Анализ акустической эмиссии при трении скольжения высокомарганцовистой стали <i>Колубаев Е.А., Сизова О.В., Колубаев А.В. (Томск, Россия)</i> | 485 |
| Изменение структурно-фазовых состояний приповерхностных слоев никелида титана при легировании ионными и ионно-плазменными потоками кремния <i>Лотков А.И., Мейснер С.Н., Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Сочугов Н.С., Соловьев А.А., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р. (Томск, Россия)</i> | 487 |
| Исследование градиентной структуры в поверхностных слоях $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$, сформированной при электронно-пучковом воздействии <i>Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Коваль Н.Н., Нейман А.А., Тересов А.Д., Ситник К.А. (Томск, Россия)</i> | 488 |

| | |
|--|-----|
| Влияние термоциклирования на микро- и макроструктуру нанокристаллического ZrO_2 <i>Промахов В.В., Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск, Россия)</i> | 489 |
| Влияние параметров экструзии на особенности течения, структуру и свойства порошковой смеси Al–Pb <i>Русин Н.М., Курбатова К.А. (Томск, Россия)</i> | 491 |
| Модификация структуры самосмазывающегося сплава Al–40Sn методом углового прессования с целью улучшения его триботехнических свойств <i>Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Колубаев Е.А. (Томск, Россия)</i> | 493 |
| Борирование низкоуглеродистой стали с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой обработки <i>Теплых А.М., Голковский М.Г., Батаев А.А., Батаев В.А., Дробяз Е.А., Головин Е.Д., Гонтаренко А.С. (Новосибирск, Россия)</i> | 494 |
| Особенности развития высокотемпературной сверхэластичности в монокристаллах ферромагнитных сплавов Ni–Fe–Ga–(Co) <i>Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Maier H. (Томск, Россия, ¹Paderborn, Germany)</i> | 496 |

Секция 11. Проблемы пластичности и прочности материалов

| | |
|---|-----|
| Исследование неоднородности деформации монокристаллов никеля <i>Алфёрова Е.А., Лычагин Д.В.¹ (Юрга, ¹Томск, Россия)</i> | 501 |
| Формирование высокопрочных состояний при равноканальном угловом прессовании низкоуглеродистых микролегированных сталей 10Г2ФТ и 06МБФ <i>Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г., Тулеева М.С., Найденкин Е.В., Добаткин С.В.¹, Рааб Г.И.² (Томск, ¹Москва, ²Уфа, Россия)</i> | 503 |
| Особенности субмикро- и нанокристаллических структурных состояний метастабильной аустенитной стали, полученных прокаткой до больших степеней деформации <i>Захожева М.И., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н. (Томск, Россия)</i> | 505 |
| Эволюция микроструктуры и механических свойств никеля высокой чистоты при деформации кручением под давлением <i>Корзникова Е.А., Дитенберг И.А.¹, Тюменцев А.Н.¹, Корзников А.В. (Уфа, ¹Томск, Россия)</i> | 506 |
| Локализация пластического течения в динамически деформированном титановом сплаве VT23 <i>Павлюкова Д.В., Батаев И.А., Батаев А.А., Макарова Е.Б., Степанова Н.В. (Новосибирск, Россия)</i> | 508 |
| Закритическая стадия деформирования и нелокальные условия разрушения материалов <i>Третьяков М.П., Вильдеман В.Э. (Пермь, Россия)</i> | 509 |
| Закономерности возникновения и эволюция неоднородных полей в условиях макрооднородного деформирования <i>Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. (Пермь, Россия)</i> | 511 |

| | |
|---|-----|
| Структура и механические свойства монокристаллов аустенитных сталей после кручения под давлением при комнатной температуре <i>Тукеева М.С., Мельников Е.В., Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г.</i> <i>(Томск, Россия)</i> | 513 |
|---|-----|

Секция 12. Проблемы физической мезомеханики и компьютерного конструирования структурно-неоднородных материалов и материалов с покрытиями

| | |
|---|-----|
| Теоретическое и экспериментальное исследование эффекта термоупругости в металлах при росте усталостной трещины <i>Банников М.В., Плехов О.А., Терехина А.И. (Пермь, Россия)</i> | 517 |
| Моделирование температурных полей и напряженно-деформированного состояния в многоуровневой системе «покрытие – промежуточный подслоя – подложка» при высокотемпературном воздействии <i>Бикинеев Г.Ш., Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Максимов П.В.</i> <i>(Томск, Россия)</i> | 518 |
| Исследование кинетики изинговских квазиодномерных магнетиков с периодическими граничными условиями <i>Дударева Ж.В., Спириин Д.В. (Абакан, Россия)</i> | 519 |
| Моделирование обрушения кровли над выработанным пространством <i>Евтушенко Е.П., Макаров П.В., Смолин И.Ю. (Томск, Россия)</i> | 521 |
| Моделирование деформации поликристаллических стальных образцов с модифицированными поверхностными слоями <i>Емельянова О.С., Романова В.А. (Томск, Россия)</i> | 523 |
| Решение задач механики деформируемого твердого тела с использованием технологии Nvidia CUDA <i>Карпенко Н.И., Евтушенко Е.П., Макаров П.В. (Томск, Россия)</i> | 523 |
| Разработка алгоритма численного решения задачи оптимизации технологических процессов сварки неплавящимся электродом <i>Кректутлева Р.А., Батрагин А.В. (Томск, Россия)</i> | 524 |
| Влияние электронно-пучковых воздействий на величину остаточных напряжений в поверхностных слоях никелида титана <i>Мейснер Л.Л., Остапенко М.Г., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю.</i> <i>(Томск, Россия)</i> | 525 |
| Перераспределение примеси в поперечном сечении пластины, находящейся в условиях нагружения <i>Миколайчук М.А., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i> | 526 |
| Моделирование нагружения твердого тела динамическим методом конечных элементов <i>Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Бикинеев Г.Ш., Панин В.Е.</i> <i>(Томск, Россия)</i> | 527 |

| | |
|--|-----|
| Моделирование роста покрытия при микродуговом оксидировании <i>Назаренко Н.Н., Князева А.Г. (Томск, Россия)</i> | 530 |
| Молекулярно-динамическое изучение особенностей поведения границы зерен с неидеальной структурой <i>Никонов А.Ю., Дмитриев А.И., Псахье С.Г. (Томск, Россия)</i> | 531 |
| Влияние многослойного покрытия методом сверхзвукового газопламенного напыления на поведение стальной подложки при высокоскоростном нагружении <i>Радченко П.А., Балохонов Р.Р. (Томск, Россия)</i> | 532 |
| Влияние низкотемпературного отжига на характер локализации деформации субмикроструктурного никеля при активном растяжении <i>Рахматулина Т.В., Кузнецов П.В., Петракова И.В., Андреева Е.М. (Томск, Россия)</i> | 532 |
| Оценка напряжений в растущем покрытии в условиях магнетронного напыления <i>Сорокова С.Н., Князева А.Г., Поболь И.Л.¹, Крипакова М.В. (Томск, Россия, ¹Минск, Беларусь)</i> | 534 |
| Численное моделирование деформации и разрушения материала с композитным покрытием <i>Шваб Е.А., Балохонов Р.Р. (Томск, Россия)</i> | 535 |
| Именной указатель | 537 |

Пленарные доклады

Деформируемое твердое тело как нелинейная иерархически организованная система

Панин В.Е., Егорушкин В.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
paninve@ispms.tsc.ru

Общепринятая парадигма в физике пластичности и прочности твердых тел является одноуровневой и основана на методах линейной механики. Все закономерности пластического течения связываются с движением деформационных дефектов различного типа (дислокаций, дисклинаций, микрополос сдвига и др.) на микромасштабном уровне в рамках трансляционно-инвариантной кристаллической решетки. Первичным и ведущим механизмом пластического течения принято считать движение дислокаций. Изменение термодинамического состояния деформируемого кристалла не учитывается. Природа источников деформационных дефектов до сих пор не вскрыта (и не может быть вскрыта в рамках одноуровневого подхода).

Многоуровневый подход является качественно новой парадигмой в физике пластичности и прочности. Деформируемое твердое тело рассматривается как нелинейная иерархически организованная система, в которой развиваются процессы локальных структурных превращений на нано-, микро-, мезо- и макромасштабных уровнях. В этой иерархии масштабов следует рассматривать две самосогласованные подсистемы. Деформация трехмерной кристаллической подсистемы описывается на основе теории деформационных дефектов. Двумерные структуры (поверхностные слои и все интерфейсы) не имеют дальнего порядка и ведут себя как нелинейная сильно возбужденная подсистема. В ней развиваются каналированные потоки структурных превращений и связанные с ними нелинейные волны локализованной пластической деформации. Дислокации (и все типы деформационных дефектов) рождаются как ингибитор нелинейных волн каналированных структурных превращений.

Дислокационная пластичность развивается на микромасштабном уровне в кристаллах с высокой термодинамической стабильностью и является одноуровневым диссипативным процессом. Для его корректного описания необходимо учитывать снижение термодинамической стабильности деформируемого твердого тела, что делает необходимым привлечение неравновесной термодинамики. Пластическая деформация и разрушение наноструктурных материалов не могут быть описаны на основе традиционной теории дислокаций.

Разрушение развивается как структурно-фазовый процесс нарушения сплошности при самоорганизации двух макрополос локализованной пластической деформации по типу нелинейной фазовой волны.

Приводится анализ актуальных задач физики пластичности и прочности твердых тел в рамках новой парадигмы.

Литература

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Деформируемое твердое тело как нелинейная иерархически организованная система // Физ. мезомех. – 2011. – Т. 14. – № 3. – С. 7–26.
2. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Эффект каналирования пластических сдвигов и нелинейные волны локализованной пластической деформации и разрушения // Физ. мезомех. – 2010. – Т. 13. – № 5. – С. 7–26.
3. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Наноструктурные состояния в твердых телах // ФММ. – 2010. – Т. 110. – № 5. – С. 486–496.

Многоуровневый подход при моделировании деформации и разрушения

Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
sp@ispms.tsc.ru

В последние годы стала очевидной необходимость развивать многоуровневые подходы к проблеме прочности и пластичности. Это обусловило то, что методы численного моделирования стали играть все более существенную роль в механике деформируемого твердого тела. При этом одним из перспективных направлений в современной механике является развитие методов дискретного моделирования. В настоящее время этот подход широко используется для изучения слабосвязанных сред, в частности в механике грунтов. Но его применение при изучении процессов деформации и разрушения в консолидированных средах ограничено, что обусловлено недостаточным развитием математических моделей взаимодействия частиц в подобных системах. Так, до сих пор не удавалось избежать влияния упаковки элементов на результаты моделирования. Как правило, эта проблема «обходится» путем привлечения достаточно искусственных методов. Поэтому сегодня одной из наиболее актуальных проблем, требующих решения при использовании дискретного подхода, является создание метода, обеспечивающего описание поведения ансамбля дискретных элементов (частиц), адекватное поведению консолидированных твердых сред с различной реологией. Предложен и развивается новый метод — метод подвижных клеточных автома-

тов. В рамках этого метода получены уравнения движения и разработан общий подход к построению многочастичных потенциалов взаимодействия дискретных элементов (автоматов), по форме записи аналогичных межатомным потенциалам погруженного атома. Он основан на вычислении средних значений компонент тензора напряжений в объеме элемента и использовании давления в качестве объемнозависящей составляющей силы взаимодействия элемента с окружением. Для случая изотропной упругопластической среды предложены выражения, которые даже при использовании регулярной упаковки обеспечивают макроскопически изотропный отклик ансамбля элементов. Рассмотрены примеры использования развиваемого подхода для ряда задач, в частности формирования нанокристаллического материала на поверхности в результате сдвиговой неустойчивости, которое аналогично формированию полосы локализованного сдвига. Для изучения механизмов взаимодействия сопряженных поверхностей при трении разработана многоуровневая модель, основанная на совместном использовании методов дискретного описания материала и механики сплошной среды, позволяющая объединить преимущества обоих методов для моделирования процессов трения, включая описание генерации и накопления повреждений в условиях локальных интенсивных деформаций. На примере Ni_3Al исследовано влияние мультимодальной структуры на прочность и пластичность материала. Показано, что направленное формирование элементов структуры твердого сплава более низкого (по сравнению с исходным) масштаба при электронно-лучевой обработке поверхности привело к скачкообразному возрастанию работы разрушения материала, что определило его высокие эксплуатационные свойства в условиях трения и изнашивания. Развиваемый подход открывает возможность моделировать процессы деформации и разрушения на различных масштабных уровнях в рамках единого формализма.

Синергетика и термодинамика структурных превращений в биологических мембранах и твердых кристаллах в полях внешних воздействий

Панин Л.Е.

Научно-исследовательский институт биохимии СО РАМН,
Новосибирск, 630117, Россия, ibch@soram.n.ru

В докладе рассматриваются синергетические подходы к анализу поведения сложных систем в полях внешних воздействий. Показано, что сложные системы с признаками гомеостаза (от греческого *homoios* —

себе подобный и stasis — состояние) ведут себя подобно детерминантным системам, в которых конечный результат прогнозируется (детерминирован) в процессе взаимодействия внешних, специфических для данной системы, сигналов с элементами ее памяти. Процесс пластической деформации твердого тела рассматривается как последовательный переход кристаллической решетки через различные уровни самоорганизации, соответствующие различным уровням ее гомеостаза. Эти принципы поведения сложных систем в полях внешних воздействий универсальны и присущи также биологическим объектам. Термодинамическое описание структурных аспектов гомеостаза в детерминантных системах проводится на основе мезомеханики атомных нанокластеров на разных масштабных уровнях.

Нанодиполи частичных дисклинаций или дислокации некристаллографического сдвига как носители квазивязкой моды деформации и переориентации кристаллической решетки

Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия
Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, tyuments@phys.tsu.ru

При интенсивной пластической деформации Ni и ОЦК-сплавов на основе V, Ta и Mo–Re на наковальнях Бриджмена внутри нанозерен размерами от 50 до 100 нм обнаружены высокодефектные структурные состояния дипольного и мультипольного типа с характерными размерами нанокристаллов менее 10 нм, малоугловыми границами разориентации и необычно высокими (сотни градус/мкм) значениями упругой кривизны кристаллической решетки и локальных градиентов внутренних напряжений. Предполагается, что важными факторами формирования этих состояний являются, во-первых, дипольный или мультипольный характер наноструктурного состояния, приводящий к значительному уменьшению внутренних напряжений за счет перекрытия полей напряжений противоположных знаков; во-вторых, масштабный фактор — малый размер зоны высокой кривизны, определяющий невысокие значения возникающих в них внутренних напряжений.

На начальных этапах формирования указанных выше состояний обнаружены нанополосы переориентации шириной несколько нанометров, ограниченные нанодиполями частичных дисклинаций или дислокациями некристаллографического сдвига с эффективными векторами Бюргерса в несколько раз меньшими векторов Бюргерса решеточных дислокаций.

Предложен механизм образования таких нанополос и указанных выше дипольных и мультипольных субструктур наномасштабного уровня — движение нанодиполей частичных дисклинаций или дислокаций некристаллографического сдвига, контролируемое направленными потоками неравновесных (возникающих при пластической деформации) точечных дефектов в полях генерируемых нанодиполями высоких локальных градиентов нормальных компонент тензора напряжений. Проведен анализ основных физических факторов и условий реализации этого механизма.

При значениях истинной логарифмической деформации $e > 6$ обнаружено образование мезополос деформации, представляющих собой пачки нанополос шириной от нескольких до нескольких десятков нанометров с дипольным характером разориентировок, которые распространяются в некристаллографических направлениях, формируя ярко выраженные вихревые структуры и многочисленные нанопоры. Сделано предположение, что эти особенности связаны с развитием коллективных эффектов в дисклинационной субструктуре, приводящих к групповому движению нанодиполей и квадрупольных частичных дисклинаций.

Реализация указанных выше механизмов обеспечивает дополнительные возможности наноструктурирования дефектной субструктуры при пластической деформации металлических материалов с образованием структурных состояний с размерами нанокристаллов несколько нанометров и высокими локальными градиентами ориентации кристаллической решетки.

Структура резонансов и локализация неупругих деформаций и повреждений в нагружаемых твердых телах и средах

Макаров П.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, Россия
Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия,
pvm@ispms.tsc.ru

Процессы локализации неупругих, в том числе и пластических деформаций, а также повреждений разных масштабов являются фундаментальными особенностями любых деформационных процессов. В результате во всех твердых телах и средах образуются иерархии масштабов локализованных деформаций и/или повреждений, что приводит, например в геосредах, к формированию в них блочных структур. Ранее нами было установлено общее правило — универсальный принцип фрактальной делимости твердых тел и сред. Согласно этому принципу, мини-

мальным масштабом является параметр решетки нагружаемой среды, а сами масштабы нарастают по правилу: каждый последующий масштаб есть сумма двух предшествующих. Этот процесс продолжается вплоть до гигантских размеров тектонических плит в тысячи километров в геосредах, формируя структуры блоков в земной коре [1, 2]. Все надежно установленные множеством экспериментов масштабы разрушения и локализованной деформации укладываются в это правило. Однако остался неясным конкретный физический механизм сложения масштабов. В настоящей работе показано, что таким механизмом является структура резонансов, которая формируется в нагружаемых телах. Анализ структуры резонансов выполнен в рамках подходов Гамильтона и теории Колмогорова–Арнольда–Мозера (КАМ-теории). Оказалось, что в нагружаемом твердом теле, которое рассматривается как нелинейная динамическая система (в том числе описываемая системой нелинейных уравнений в частных производных механики деформируемых твердых тел), тоны, отвечающие как за периодические движения (отношения последовательных частот $\omega_{n+1}/\omega_n = m/s$, где m и s — целые числа), так и за квазипериодические, когда отношения этих частот равно иррациональному числу, становятся неустойчивыми и разрушаются. Последним разрушается тор с отношением частот

$$\frac{\omega_{n+1}}{\omega_n} = \frac{\sqrt{5}-1}{2} = \frac{1}{\Phi}, \quad (1)$$

где $\Phi = \lim_{n \rightarrow \infty} (a_{n+1}/a_n)$ и $a_{n+1} = a_{n-1} + a_n$.

Согласно выводам КАМ-теории, процесс разрушения торов сопровождается рождением более мелких торов, и этот процесс продолжается, порождая самоподобное распределение эллиптических и гиперболических неподвижных точек в сечении Пуанкаре, которому соответствует набор наиболее устойчивых резонансов с частотами, распределенными по правилу (1). Другими словами, процессы накопления деформации и повреждения локализуются в областях сформировавшейся пространственной сетки наиболее устойчивых резонансов, отвечающих этому правилу. Отобранные нагружаемой средой из непрерывного спектра внешних воздействий устойчивые резонансные частоты формируют в среде иерархию масштабов $L_n = C/\omega_n$ (C — скорость распространения в среде возмущений), которые согласно (1) будут подчиняться правилу

$$\frac{L_{n+1}}{L_n} = \frac{\omega_n}{\omega_{n+1}} = \Phi. \quad (2)$$

Этот результат полностью соответствует установленному универсальному принципу фрактальной делимости нагружаемых твердых тел [1, 2].

Таким образом, в любой нелинейной среде, возбужденной внешними воздействиями, протекающие в ней процессы будут локализованы в областях, отвечающих сформированной в среде устойчивой структуре резонансов (1), (2). Минимальный масштаб есть характерное межатомное расстояние — параметр решетки.

Литература

1. Макаров П.В. Эволюционная природа блочной организации геоматериалов и геосред. Универсальный критерий фрактальной делимости // Геология и геофизика. – 2007. – Т. 48. – № 7. – С. 724–746.
2. Макаров П.В. Математическая теория эволюции нагружаемых твердых тел и сред // Физ. мезомех. – 2008. – Т. 11. – № 3. – С. 19–35.

Моделирование нелинейной диффузии (теплопроводности) в сплошных и фрактальных средах

Мержиевский Л.А., Корчагина А.Н.

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия, merzh@hydro.nsc.ru

Процессы деформирования и разрушения материалов, как и целый ряд других физических явлений, протекающих на различных структурных уровнях, имеют явно выраженный нелинейный характер. Протекание таких явлений связано с образованием диссипативных структур, эффектами самоорганизации, что требует для их описания построения и использования нелинейных моделей деформирования. Основными модельными уравнениями для описания нелинейных и синергетических процессов являются нелинейное уравнение диффузии (теплопроводности), уравнение Гинзбурга–Ландау и некоторые другие. Решение конкретных задач для этих уравнений, а тем более уравнений и систем уравнений, описывающих более сложные процессы деформирования и разрушения, возможно, в основном, только с использованием численных методов.

Анализ структуры материалов и процессов необратимого деформирования на мезоуровне показывает, что топологически рассматриваемое пространство имеет нецелочисленную размерность, т.е. является фрактальным. Это обстоятельство требует привлечения для адекватного описания математического аппарата дробного дифференцирования и интегрирования.

В данной работе численно решается ряд модельных задач, в которых проявляются нелинейные эффекты. Рассмотрены задачи для нелинейного параболического уравнения с обостряющими граничными условиями, в том числе с ранее не рассматривавшимися. В частности, явление локализации пластической деформации можно рассматривать как классический режим с обострением. Впервые выписаны нелинейные параболическое и ги-

гиперболическое уравнения теплопроводности с дробными производными, для которых решаются соответствующие задачи о распространении тепловых волн и локализации тепла. Для этих уравнений проводится сравнение различных методов численного решения дифференциальных уравнений с частными производными дробного порядка. Выявлены зависимости поведения решений от параметров дробного дифференцирования и времени тепловой релаксации среды. Показано, что при комбинации уравнений — нелинейное с дробными производными, гиперболическое с дробными производными — полученные решения обладают свойствами решений «родительских» уравнений. Проанализировано влияние параметров уравнений на скорость протекания процессов субдиффузии и супердиффузии.

Comparison of time dependent fracture in viscoelastic and ductile solids

Wnuk M.P., Alavi M.¹, Rouzbehani A.

College of Engineering and Applied Science, University of Wisconsin-Milwaukee,
Milwaukee, WI 53201, USA, mpw@uwm.edu

¹ Finele Consulting Engineers, Inc. Hercules, California, USA

Effects of two parameters on enhancement of the time-dependent fracture manifested by a slow stable crack propagation that precedes catastrophic failure in ductile materials have been studied. One of these parameters is related to the material ductility ρ and the other describes the geometry (roughness) of crack surface and is measured by the degree of fractality represented by the fractal exponent α , or — equivalently — by the Hausdorff fractal dimension D for a self-similar crack. These studies of early stages of ductile fracture are preceded by a brief summary of modeling the phenomenon of delayed fracture in polymeric materials, sometimes referred to as “creep rupture”. Despite different physical mechanisms involved in the preliminary stable crack extension and despite different mathematical representations, a remarkable similarity of the end results pertaining to the two phenomena of slow crack growth that occur either in viscoelastic or in ductile media has been demonstrated.

Интегральная геометрия блочных сред и закон повторяемости землетрясений

Сибиряков Б.П.

Институт нефтегазовой геологии и геофизики СОРАН,
Новосибирск, 630090, Россия, sibiryakovbp@ipgg.nsc.ru

Работа посвящена исследованию динамики сред, содержащих структуры. Ранее было показано, что наличие характерного размера блока приводит к тому, что разностные и дифференциальные операторы, вообще говоря, не эквивалентны. Тем самым минимальный представительный объем тела должен содержать некоторое множество элементарных структур. Это обстоятельство приводит к тому, что уравнения равновесия и движения структурированных сред оказываются уравнениями бесконечного порядка. Решения таких уравнений содержат, помимо обычных продольных и поперечных волн, множество волн с аномально низкими скоростями, которые снизу ничем не ограничены. Кроме того, оказывается, что в таких средах существуют неустойчивые решения, даже при малых, в среднем, колебаниях. Поскольку не всякая элементарная область может быть уравновешена некоторой системой сил, то возможны отдельные динамические акты, не приводящие к появлению собственно волновых возмущений. Это сейсмическая эмиссия. Множество неустойчивых решений в зависимости от удельной поверхности трещин в двойном логарифмическом масштабе соответствует линейной зависимости закона Гуттенберга–Рихтера распределения землетрясений по энергии.

Наличие удельной поверхности пор или трещин определяет характерный размер структуры, так как среднее расстояние от поры до поры или от трещины до ее ближайшей соседки l_0 связано с удельной поверхностью σ_0 и пористостью f равенством, известным из интегральной геометрии. Четверть произведения удельной поверхности на среднее расстояние от трещины до ее ближайшей соседки равно единице минус пористость. Очевидно, что минимальный представительный линейный размер элементарного объема не может быть меньше, чем l_0 . Вместе с тем, очевидно, что поверхность, на которой заданы нагрузки, может быть не всегда уравновешена некоторой системой сил. Это обстоятельство может приводить к появлению элементарных динамических актов при уравновешенности объема в целом.

Идея построения модели континуума, обладающего структурой, состоит в том, что некоторый конечный объем, ограниченный сферой радиуса l_0 , нагруженный известной системой сил, преобразуется в некоторый его образ. Для этого образа определяется силовое поле во всех точках пространства, включая поры и трещины. Так как силы инерции при-

ложены к центру тяжести структуры, то поле поверхностных сил переносится с помощью операторов типа Маслова в ее центр. Непрерывность операторов переноса гарантирует наличие силового поля во всем пространстве структуры, в том числе в порах и трещинах. Тем самым для поля сил, подвергнутых действию упомянутых операторов переноса, уравнения движения остаются теми же самыми, что и для непрерывного континуума. Разумеется, для реальных напряжений и деформаций уравнения движения совершенно иные, и память о структуре, содержащаяся в операторах переноса, должна войти в уравнения движения и равновесия.

Операторы переноса поля содержат бесконечное число операторов Лапласа, так что результирующие уравнения равновесия и движения являются дифференциальными уравнениями бесконечного порядка. Это обстоятельство приводит к появлению множества волн, распространяющихся с весьма малыми скоростями, ничем снизу не ограниченными. С другой стороны, появляются неустойчивые решения, которые либо экспоненциально убывают, либо экспоненциально растут. Тем самым возникает возможность исследовать множество неустойчивых решений в зависимости от удельной поверхности трещин или от энергии события, так как она пропорциональна поверхности скольжения разрыва.

Секция 1. Физическая мезомеханика материалов

Противоречия между результатами экспериментальных и теоретических исследований в задачах механики разрушения

Албаут Г.Н., Харимова Н.В.

Новосибирский государственный архитектурно-строительный университет
(Сибстрин), Новосибирск, 630008, Россия, novosibirsk_nata@mail.ru

«Разрушение происходит не тогда и не там, где предсказывает теория» (Н.Ф. Морозов [1]).

Многолетний опыт работы в области экспериментальной механики позволяет отметить, что полученные в результате теоретического решения точки, в которых начинается разрушение, не совпадают с реальными результатами. Экспериментальные методы, в частности поляризационно-оптические, очень чувствительны к малейшим изменениям в напряженном состоянии элементов. Они дают возможность уловить гораздо более тонкие и сложные процессы деформирования моделей по сравнению с теоретическими решениями, где могут вводиться дополнительные допущения или гипотезы для упрощения математического расчета, может быть намечена недостаточно мелкая сетка при выполнении численных решений, взято мало членов ряда и др. Весьма эффективно использование поляризационно-оптического метода для проверки корректности решения задач механики разрушения, результаты экспериментального исследования которых входят в противоречие с общепризнанными математическими решениями. Ниже приводятся некоторые из них.

В известных формулах Вестергаарда [2] нормальные напряжения у вершины трещины одинаковы и по величине равны бесконечности, т.е. $\sigma_x = \sigma_y = \infty$ (y — вертикальная ось, x — горизонтальная ось, трещина направлена вдоль x , растяжение вдоль y). Однако на незагруженном контуре трещины или разреза перпендикулярные к контуру напряжения равны нулю, тогда на концах большой полуоси эллипса $\sigma_x = 0$, а $\sigma_y = 0$. Последнее также неверно, т.к. не доказано существование бесконечно больших напряжений.

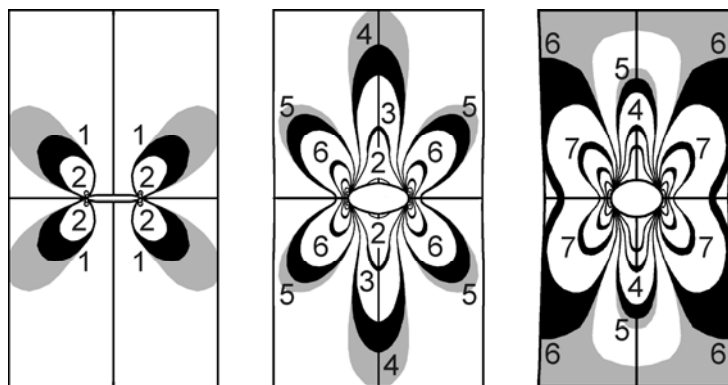


Рис. 1

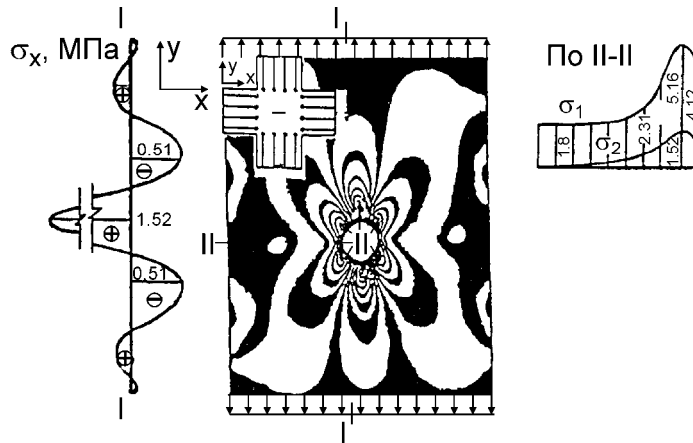


Рис. 2

Из анализа некоторых математических решений задач механики разрушения следует, что в элементах с трещинами или разрезами максимальные значения контурных напряжений возникают у вершин, и это выглядит вполне естественно. Однако этот факт не подтверждается фотоупругим экспериментом, который дает однозначную картину: точки с максимальными контурными напряжениями смещаются вдоль контура в обе стороны от вершины трещины на небольшие, но вполне ощутимые расстояния.

В образцах из пьезооптической резины первоначально трещины были изготовлены в виде идеального разреза, прорезанного бритвой (рис. 1). При нагружении они трансформировались в эллипсы по аналогии с образцами в работе [3]. Максимальные напряжения σ_y в сечении на продолжении трещины возникают не у ее вершины, а в глубине массива пластины на продолжении трещины (рис. 2). Такое же явление наблюдается и вблизи концентратора, разрушение модели начинается в глубине массива без выхода разлома на свободный контур. В вертикальном сечении, проведенном недалеко от вершины трещины, эпюра напряжений σ_2 получается двузначной (по формулам Вестергаарда она однозначна), это обеспечивает возможность равновесия напряжений по сумме проекций на горизонтальную ось X (рис. 2). Смещения экстремальных точек с мест объясняют зигзагообразное продвижение трещин.

Литература

1. Морозов Н.Ф. Проблемы хрупкого разрушения и их исследование методами теории упругости // Механика и научно-технический прогресс. Т. 3. Механика деформируемого твердого тела. – М.: Наука, 1988. – С. 54–63.
2. Westergaard H.M. Bearing pressures and cracks // J. Appl. Mech. – 1939. – No. 61. – P. A49–A53.
3. Гольдштейн Р.В., Шифрин Е.И. О возможности искривления трещины нормального разрыва в анизотропной плоскости // Механика твердого тела. – № 6. – 2006. – С. 173–184.

Многоуровневое моделирование и прочностной анализ высоконаполненных полимерных систем

*Анисимов И.И., Бочкарева С.А., Гришаева Н.Ю., Десятых В.И.,
Люшкин Б.А., Чащихин Е.А.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
lba2008@yandex.ru

Анализ напряженно-деформированного состояния высоконаполненных полимерных систем (степень наполнения до 94 % масс.) методами вычислительной механики является достаточно сложным. Это связано, в частности, с тем, что высокая степень наполнения достигается за счет использования армирующих включений с размерами, отличающимися для разных фракций на порядки. Для корректного использования сеточных методов требуется вводить ячейки с размерами, не превышающими размеры самых мелких включений. Такая детализация, с одной стороны, не нужна для описания напряженно-деформированного состояния крупных включений, с другой, приводит к неоправданным затратам вычислительных ресурсов.

В работе приводятся многоуровневая модель среды и примеры ее реализации, когда на каждом уровне наличие более мелкой фракции учитывается использованием эффективных свойств матрицы, наполненной этой фракцией. В итоге определение эффективных свойств материала в целом сводится к последовательности определения свойств усложняющихся матриц.

Механизмы деформирования материалов с покрытиями

Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шваб Е.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
rusy@ispms.tsc.ru

Особенности деформации и разрушения мезообъема стального образца с боридным покрытием исследуются в рамках подхода иерархического моделирования. Краевая динамическая задача решается численно методом конечных разностей в постановке плоской деформации. Для описания механической реакции стальной основы и боридного покрытия используются релаксационное определяющее уравнение на основе дислокационных механизмов [1, 2] и критерий разрушения типа Губера соответственно. Проведены серии численных экспериментов растяжения и сжатия материала с покрытием при различных скоростях нагружения. Исследовано влияние толщины покрытия на прочность композита.

Результаты моделирования позволяют сделать следующие выводы.

1. При любом виде внешнего нагружения, трещины преимущественно зарождаются в областях растяжения и распространяются под действием растягивающих нагрузок. При растяжении и сжатии трещины зарождаются в различных местах и распространяются в различных направлениях [3].

2. Прочность композита экспоненциально зависит от скорости нагружения при сжатии, что связано с развитым пластическим течением в стальной подложке, и слабо меняется при растяжении. Чем выше скорость нагружения, тем менее интенсивно разрушено покрытие при сжатии, и тем более интенсивно — при растяжении.

3. Для данной структуры и свойств материалов оптимальной является толщина покрытия в 2–2.5 раза превышающая характерный размер неровности границы раздела «покрытие – подложка» [4]. Неровность границы раздела может быть связана с шероховатостью поверхности изделия, на которое наносится покрытие.

Работа выполнена при поддержке Президента РФ (грант № МД-202.2011.8), РФФИ (грант № 10-08-00084-а) и Российской академии наук (проект № 23.1).

Литература

1. *Балохонов Р.Р., Романова В.А.* Численное моделирование термомеханического поведения сталей с учетом распространения полос Людерса // ПМТФ. – 2007. – № 5. – С. 145–156.
2. *Balokhonov R.R., Romanova V.A., Schmauder S.* Finite-element and finite-difference simulations of the mechanical behavior of austenitic steels at different strain rates and temperatures // Mech. Mater. – 2009. – V. 41. – No. 12. – P. 1277–1287.
3. *Balokhonov R.R., Romanova V.A.* The effect of the irregular interface geometry in deformation and fracture of a steel substrate – boride coating composite // Int. J. Plasticity. – 2009. – V. 25. – No. 11. – P. 2225–2248.
4. *Balokhonov R.R., Romanova V.A.* Influence of the coating thickness on strength of the coating–base material composite. Numerical simulation // Composites: Mechanics, Computations, Applications. – 2010. – V. 1. – No. 1. – P. 1–13.

Особенности деформирования материала с покрытием с учетом распространения полосы Чернова–Людерса в стальной подложке

Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шмаудер З.¹, Шваб Е.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
rusy@ispms.tsc.ru

¹ Университет Штутгарта, Штутгарт, D-70569, Германия

Проведен анализ механизмов деформирования и разрушения мезообъема образца с боридным покрытием в условиях, когда в стальной подложке распространяется полоса типа Чернова–Людерса. Краевая динамическая задача решается численно методом конечных разностей в постановке плоской деформации. Для описания механической реакции стальной основы используется упругопластическая модель с изотропным упрочнением. Введено дополнительное критериальное условие, которое позволяет моделировать распространение фронтов локализованной пластической деформации. Для описания растрескивания боридного покрытия используется критерий разрушения типа Губера. Структура композита учитывается явно в расчетах.

Проведены серии численных экспериментов деформирования материала с покрытием при растяжении и сжатии. Установлено, что скорость распространения полосы Людерса не постоянна. Обнаружены четыре стадии, наличие которых определяется сложной геометрией границы раздела «покрытие – подложка».

Исследовано влияние нового параметра модели ε_0 , физический смысл которого связан со способностью дислокаций тормозиться на примесях и атомах внедрения. Показано, что средняя скорость распространения полосы Людерса линейно возрастает с увеличением ε_0 , а зависимость прочности композита от величины ε_0 носит немонотонный характер. Наклон данной кривой зависит от того, на какой из четырех стадий распространения полосы Людерса в подложке происходит разрушение покрытия.

Работа выполнена при поддержке Президента РФ (грант № МД-202.2011.8), DFG (проект Schm 746/103-1) и РФФИ (грант № 10-08-00084).

Оптимизация состава мезокомпозиционного материала Cu–TiB₂ на основе исследования механических свойств и эволюции микроструктуры

Бондарь М.П., Карпов Е.В.

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия, evkarпов@mail.ru

Исследован мезокомпозиционный материал, полученный методом квазидинамического прессования, представляющий собой металлическую матрицу с распределенными в ней включениями-агломератами [1–3]. В качестве основы мезокомпозиционного материала использована чистая медь. Включения-агломераты размером от 5 до 100 мкм имеют состав: 28 об. % меди (Cu) и 72 об. % диборида титана (TiB₂). Диборид титана находится в меди в виде наночастиц (≈ 100 нм). Мезокомпозиционный материал имеет характерную ячеистую микроструктуру: ячейки состоят из матричного материала, а границы между ними — из скопленных частиц упрочняющей фазы. Общий вид микроструктуры мезокомпозиционного материала на разных масштабных уровнях представлен на рис. 1.

Границы ячеек образуют в совокупности каркас, сообщающий мезокомпозиционному материалу высокие прочностные свойства. Одновременно каркас создает концентрацию напряжений, являющуюся источником накапливаемых в материале повреждений, уменьшающих конструкционную пластичность и снижающих сопротивляемость усталостному разрушению.

Исследовано деформирование мезокомпозиционного материала при малоцикловом одноосном сжатии, изменение микротвердости при различных видах нагружения. Получены диаграммы зависимости прироста остаточной деформации от числа циклов нагружения, позволяющие оценить относительную сопротивляемость усталостному разрушению мезокомпозиционного материала с разным процентным содержанием упрочняющей фазы.

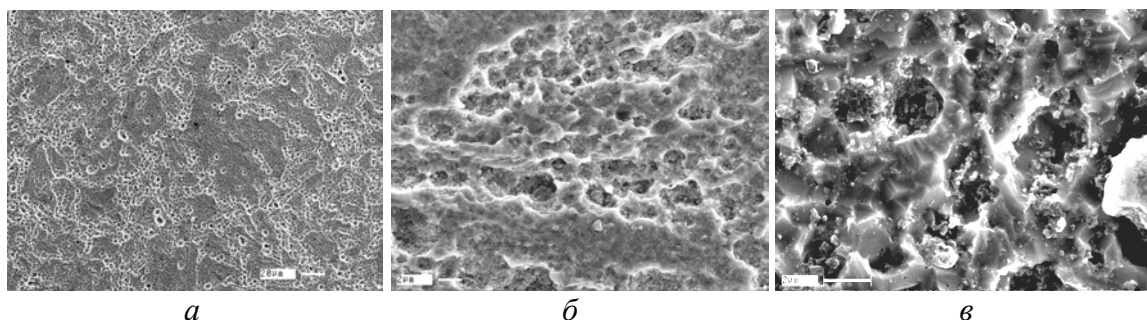


Рис. 1. Общий вид микроструктуры мезокомпозиционного материала на разных масштабных уровнях

Проведено сравнение макромеханических свойств материала с особенностями эволюции микроструктуры при различных видах нагружения. Сопоставление полученных результатов с анализом существующих теорий упрочнения гетерогенных материалов позволило определить механизм упрочнения нового мезокомпозиционного материала, что дает возможность оптимизировать выбор его состава в зависимости от функционального назначения материала.

Литература

1. Бондарь М.П., Корчагин М.А., Ободовский Е.С., Панин С.В., Лукьянов Я.Л. Мезоструктурный материал с включениями, содержащими нанокристаллические частицы, полученный квазидинамическим методом прессования // Физ. мезомех. – 2008. – Т. 11. – № 6. – С. 39–44.
2. Бондарь М.П., Корчагин М.А., Ободовский Е.С. // ФГВ. – 2010. – Т. 46. – № 1. – С. 126–131.
3. Bondar M.P., Karpov E.V., Korchagin M.A., Obodovsky E.S., Lukyanov Y.L. // J. Mater. Sci. Eng. – 2010. – V. 4. – No. 3. – P. 52–56.

Моделирование возникновения и роста трещин в композиционных покрытиях триботехнического назначения

*Бочкарева С.А., Гришаева Н.Ю., Люкшин Б.А., Люкшин П.А.,
Панин С.В., Струков Ю.С.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
svetlanab7@yandex.ru
Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники,
Томск, 634050, Россия

Эффективность полимерных покрытий триботехнического назначения повышается за счет улучшения их деформационно-прочностных свойств, когда в композицию вводятся армирующие включения в виде частиц или микроволокон. Процесс трения сопровождается нагревом. Введение армирующих частиц в композицию может существенно изменить ее теплофизические свойства, и при нагреве могут возникать внутренние температурные напряжения в покрытии, сопоставимые по уровню с силовыми.

В работе моделируется процесс нагружения покрытия нормальной и касательной составляющей вектора напряжений на поверхности с учетом изменения деформационно-прочностных свойств композиции и свойств ее фаз при нагреве. Показано влияние этих изменений на процесс образования и развития трещин в покрытии.

Структурные причины шиферности изломов для прогнозирования вязкости стали 12ГБА в субмикроструктурном состоянии

Деревягина Л.С., Заточная Л.В.¹, Корзников А.В.¹, Сафаров И.М.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
lsd@ispms.tsc.ru

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия

Низкоуглеродистые малолегированные стали широко применяются при строительстве магистральных нефте- и газопроводов в качестве трубных сталей. Они должны удовлетворять ряду жестких требований: обладать повышенной прочностью, коррозионной стойкостью, хорошей свариваемостью и малой склонностью к хрупкому разрушению. Одним из перспективных методов повышения прочностных свойств материалов является интенсивная пластическая деформация. Этот метод представляет особый интерес в случае термонеупрочняемых низкоуглеродистых сталей, что и является предметом исследований во многих работах. Например, в [1–3] исследовали зеренно-фазовое состояние, механические свойства и характер разрушения низкоуглеродистых сталей после обработки интенсивной пластической деформацией и было отмечено [1], что изломы образцов стали после равноканального углового прессования, в отличие от крупнокристаллического состояния, характеризуются наличием вырывов, так называемой «шиферностью». Ярко выраженную «шиферность» изломов наблюдали в образцах стали 12ГБА [3] и α -Fe [4] в субмикроструктурном состоянии.

Так как высокая вязкость конструкционных сталей является приоритетным свойством, а влияние «шиферности» на величину вязкости разрушения неоднозначно [5, 6], необходимо выявить структурные причины, обуславливающие возникновение «шиферности» в изломах стали 12ГБА в субмикроструктурном состоянии и оценить ее влияние на характер разрушения данной стали.

Материалом исследования служила низкоуглеродистая сталь 12ГБА (C — 0.11 %, Mn — 1.2 %, Si — 0.25 %, Nb — 0.05 %, Cu — 0.35 %, Al — 0.0026 %, P — 0.0012 %, S — 0.005 %), подвергнутая всесторонней изотермической ковке с суммарным истинным сужением $\varphi = 6.2$. Всестороннюю ковку проводили по схеме, описанной в [7]. После завершающей осадки заготовка имела форму диска диаметром около 80 мм и толщиной 7.5 мм.

Структурно-фазовые исследования проводили с использованием оптического микроскопа марки Zeiss Axiovert 25, электронного микроскопа JEM-2000EX и сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss

EVO 50 с приставкой для EBSD-анализа NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology. Характер разрушения анализировали на растровом электронном микроскопе Philips SEM 515 с энергодисперсионным анализатором EDAX в широком диапазоне увеличений и сравнивали с изломами образцов субмикроструктурного альфа-железа и стали 06Г2НДМФБ.

Проведенные исследования показали, что

– всесторонняя изотермическаяковка приводит к формированию субмикроструктурной структуры, однако ферритно-перлитная полочатость, наблюдаемая в крупнокристаллическом состоянии, сохраняется;

– диспергирование микроструктуры стали 12ГБА обеспечивает увеличение предела текучести и предела прочности в три и в полтора раза соответственно;

– причиной появления «шиферности» в изломах субмикроструктурной стали 12ГБА, служит, по-видимому, текстурная неоднородность структуры образцов после всесторонней изотермическойковки.

Литература

1. Яковлева С.П., Махарова С.Н., Борисова М.З. Структура, свойства и особенности разрушения низколегированной стали в субмикроструктурном состоянии // *Металлы*. – 2006. – № 4. – С. 71–78.
2. Астафурова Е.Г., Захарова Г.Г., Найденкин Е.В., Добаткин С.В., Рааб Г.И. Влияние равноканального углового прессования на структуру и механические свойства низкоуглеродистой стали 10Г2ФТ // *ФММ*. – 2010. – Т. 110. – № 3. – С. 275–284.
3. Деревягина Л.С., Заточная Л.В., Сафаров И.М., Корзников А.В. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и механические свойства стали 12ГБА // *Перспективные материалы (в печати)*.
4. Деревягина Л.С., Панин В.Е., Гордиенко А.И. Самоорганизация пластических сдвигов в макрополосах локализованной деформации в шейке высокопрочных поликристаллов и ее роль в разрушении материала // *Физ. мезомех.* – 2007. – Т. 10. – № 4. – С. 59–71.
5. Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штремель М.А., Глебов А.Г. О структурных причинах шиферности вязких изломов толстолистовой стали // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2009. – № 9. – С. 9–15.
6. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. Влияние текстуры на хладостойкость свариваемой стали, подвергнутой термомеханической обработке // *Деформация и разрушение материалов*. – 2010. – № 11. – С. 34–40.
7. Mulyukov R.R., Imaev R.M., Nazarov A.A. Production, Properties and Application Prospects of Bulk Nanostructured Materials // *Proc.: Ultrafine-Grained Materials, 2008 TMS Annual Meeting // J. Mater. Sci.* – doi 10.1007/s10853-008-2777-9.

Зеренно-субзеренная структура, механические свойства и характер разрушения при одноосном растяжении стали 12ГБА после всесторонней изотермической ковки

Деревягина Л.С., Заточная Л.В.¹, Сафаров И.М.¹, Корзников А.В.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
lsd@ispms.tsc.ru

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия

Влиянию интенсивной пластической деформации на структуру и повышение прочностных свойств низколегированных сталей посвящено несколько работ. В основном в них анализируется воздействие методов, требующих дорогостоящей оснастки и сильно ограничивающих размеры заготовок, например метода равноканального углового прессования [1, 2]. Поэтому необходимо развивать другие методы интенсивной пластической деформации, исключая эти недостатки и использующие традиционные способы обработки давлением, такие как ковка. Несомненно, что для более эффективного применения данных методов весьма важно и актуально проведение комплексных исследований, посвященных анализу влияния интенсивной пластической деформации на структуру и механическое поведение малолегированных низкоуглеродистых сталей. На сегодняшний день механизмы воздействия интенсивной пластической деформации на структуру и свойства сталей изучены явно недостаточно.

В настоящей работе исследовали влияние всесторонней изотермической ковки на структуру низколегированной термонеупрочняемой стали 12ГБА, ее механические свойства и характер разрушения при растяжении.

Всестороннюю ковку стали 12ГБА (С — 0.11 %, Mn — 1.2 %, Si — 0.25 %, Nb — 0.05 %, Cu — 0.35 %, Al — 0.0026 %, P — 0.0012 %, S — 0.005 %) с суммарным истинным сужением $\varphi = 6.2$ проводили по схеме, описанной в [3]. После завершающей осадки заготовка имела форму диска диаметром ~80 мм и толщиной 7.5 мм.

Структурно-фазовое состояние анализировали в разных сечениях заготовки путем сравнения результатов металлографических, электронно-микроскопических, рентгеновских исследований, полученных с использованием оптического микроскопа марки Zeiss Axiovert 25, микроскопа JEM-2000EX и дифрактометра ДРОН-4М с $Co_{K\alpha}$ -излучением. Такое комплексное исследование позволило аттестовать структуру стали в многоуровневой постановке.

Полученные результаты позволили сделать следующие выводы.

– После всесторонней изотермической ковки в стали 12ГБА формируется субмикроструктурная структура со средним размером фраг-

ментов феррита 0.3 мкм, высоким уровнем внутренних напряжений и микроискажений ($\varepsilon \sim 0.02\%$). Полученная структура стали обеспечивает более чем трехкратное увеличение предела текучести и в полтора раза — предела прочности. При этом в разных сечениях заготовки морфология зеренной структуры несколько различается. Например, в сечениях вдоль направления завершающей осадки наблюдается структура с существенной анизотропией формы зерен. Вследствие этого наблюдается разброс прочностных свойств образцов, вырезанных из разных сечений заготовки, — до 15 %.

– Структура субмикроструктурной стали 12ГБА характеризуется ферритно-перлитной полосчатостью. Она обусловлена ликвацией элементов в ходе кристаллизации, не устраненной при нагреве под закалку и усиленной завершающей осадкой при обработке интенсивной пластической деформации.

– Сталь 12ГБА в субмикроструктурном состоянии проявляет склонность к локализации пластического течения, что существенно ограничивает ее пластичность и, одновременно, определяет характер ее разрушения вдоль макрополос, ослабленных локализованной деформацией.

Литература

1. Яковлева С.П., Махарова С.Н., Борисова М.З. Структура, свойства и особенности разрушения низколегированной стали в субмикроструктурном состоянии // *Металлы*. – 2006. – № 4. – С. 71–78.
2. Ботвина Л.Р., Тютин М.Р., Левин В.П., Демина Ю.А., Пантелеев И.А., Добаткин С.В. Особенности статического, ударного и усталостного разрушения стали 06МБФ с субмикроструктурной структурой // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2008. – Т. 74. – № 1. – С. 43–49.
3. Mulyukov R.R., Imaev R.M., Nazarov A.A. Production, Properties and Application Prospects of Bulk Nanostructured Materials // *Proc.: Ultrafine-Grained Materials, 2008 TMS Annual Meeting // J. Mater. Sci.* – doi 10.1007/s10853-008-2777-9.

Метод элементов релаксации в физической мезомеханике деформируемого твердого тела

Дерюгин Е.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
dee@ispms.tsc.ru

Представлен метод элементов релаксации, развиваемый в ИФПМ СО РАН на основе представлений физической мезомеханики материа-

лов. В основе метода лежит получение и использование при моделировании изменения поля напряжений в твердом теле под нагрузкой, испытывавшем пластическую деформацию в локальном объеме материала. Для этого используется понятие тензора релаксации, характеризующего изменение поля упругих напряжений в данном локальном объеме в результате его пластической деформации. Данный подход позволяет эффективно решать две проблемы деформируемого твердого тела.

1. Описание напряженно-деформированного состояния твердого тела с очагами различной геометрической формы и с различными распределениями пластической деформации. Результат находят, используя известные приемы континуальной механики деформируемого твердого тела, и представляют в виде аналитических выражений, описывающих распределения компонент тензоров пластической деформации и напряжений.

2. Моделирование последовательности вовлечения отдельных структурных элементов в пластическую деформацию. Релаксация напряжений в локальном объеме изменяет напряженное состояние во всем объеме твердого тела. Структурный элемент, испытавший пластическую деформацию в окружении упруго деформирующейся матрицы, играет роль дефекта мезоскопического масштаба со своим полем внутренних напряжений.

Развиваемые модели на основе метода элементов релаксации действуют по принципу клеточных автоматов. Расчетное поле разбивается на множество ячеек, играющих роль элементов структуры (например, зерен в поликристаллах). Каждая ячейка обладает способностью переключать состояние дискретным скачком напряжений (пластической деформации), задаваемым определенным элементом релаксации, который помещается в центр ячейки. Уменьшение упругой энергии в ячейке сопровождается увеличением напряжений в окрестности очага пластической деформации. Таким образом, элемент среды способен периодически увеличивать степень пластической деформации и как концентратор напряжений влиять на напряженное состояние ближайших соседей. Состояние всех элементов структуры меняется одновременно через определенный промежуток времени.

Вовлечение структурных элементов в пластическую деформацию осуществляется заданием критерия, например критического напряжения сдвига τ_{cr} в центре ячейки под действием внешнего приложенного напряжения σ (критерий Мизеса–Треска). Взаимодействие полей внутренних напряжений от структурных элементов, испытавших пластическую деформацию, происходит автоматически (по принципу суперпозиции).

С помощью данного метода показаны приемы расчета напряженно-деформированного состояния упругой плоскости с очагами пластиче-

ской деформации различной геометрической формы и размеров. Приведены примеры построения очагов с градиентами пластической деформации. Рассмотрено напряженно-деформированное состояние плоскости с круглым включением. Проведено аналитическое описание плоскости с полосой локализованного сдвига различной ориентации относительно оси растяжения. Получено оригинальное аналитическое решение для поля внутренних напряжений полос локализованного сдвига прямоугольной формы, частным случаем которой является очаг однородной пластической деформации в форме квадрата.

Рассмотрены возможности моделирования данным методом эффектов локализации пластической деформации. Проведен анализ влияния жесткости испытательного устройства на эффекты прерывистой текучести. Проанализированы различные способы учета краевого эффекта в модели клеточных автоматов.

Многоуровневый волновой механизм развития усталостных трещин при знакопеременном изгибе в двухслойных металлических композитах

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

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

Двухслойные композиты с сильно различающимися механическими характеристиками широко используются в технике. В условиях циклического нагружения сильное различие механических свойств составляющих композита, как правило, снижает его сопротивление усталости, что определяется характером распределения напряжений на интерфейсе разнородных сред.

Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию в рамках многоуровневого подхода физической мезомеханики механизма распространения усталостных трещин в двухслойных композитах, в которых при знакопеременном изгибе один слой деформируется пластически, а другой — упруго. Показано, что механизм распространения усталостных трещин в пластически деформируемом слое двухслойного композита представляет собой многоуровневый нелинейный волновой процесс поворотного типа. В его основе лежит самоорганизация материальных поворотов сдвигов в пластически деформируемом слое и полей встречных поворотных мод напряжений в упруго нагруженной подложке. При достижении критического значения вихревой упругой деформации трещина останавливается. Для ее дальнейшего распространения не-

обходимо накопление критической плотности деформационных дефектов в пластически деформируемом слое перед вершиной трещины. При выполнении данного условия возникает упругий мезовихрь в подложке, который реализует поворот усталостной трещины и ее дальнейшее зигзагообразное распространение. Данный процесс периодически повторяется.

Экспериментальное обоснование распространения усталостной трещины как нелинейного волнового процесса проведено на двухслойных образцах, представляющих собой мягкие поликристаллические фольги высокочистых алюминия и свинца, жестко закрепленные на прочных подложках. Нагружение проводили заведомо в условиях пластической деформации фольги при упругой деформации подложки. При этом в режиме многоциклового усталости в фольге удается реализовать сверхвысокие степени интенсивной пластической деформации. На разных стадиях нагружения двухслойных образцов исследована деформационная картина, предшествующая разрушению фольги, как на ее лицевой (свободной) поверхности, так и на обратной, которая обнажалась при отклеивании фольги после различных степеней деформации. Кроме того, с использованием оптико-телевизионного измерительного комплекса получали картину деформации на мезоуровне в виде полей векторов смещений.

При большом числе циклов нагружения (до $1.7 \cdot 10^7$) на лицевой поверхности выявлены: деформационный рельеф в виде грубой полосовой структуры и длинноволновой модуляции кривизны поверхности; эффекты аномального массопереноса в виде высокой микропористости, локального «холодного растворения» материала; формирование тонкой поверхностной пленки химического соединения Al-S-O-C; некристаллографическая самоорганизация полос локализованной пластической деформации.

На обратной поверхности отклеенной фольги микропористость и аномальные эффекты массопереноса отсутствуют. Однако наиболее ярким и характерным для обратной поверхности отклеенной фольги являются зигзагообразные одиночные сдвиги недислокационной деформации — эффект распространения мезополос локализованной пластической деформации по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений τ_{\max} , на фоне которых начинается развитие усталостных трещин, имеющих также зигзагообразную траекторию.

Исследованы механизмы пластического деформирования материала в вершине остановившейся трещины по мере ее прерывистого распространения. Вскрыта важная роль развития фрагментации в пластической деформации фольги, которая реализует аккомодационные поворотные моды, необходимые для раскрытия усталостной трещины. Проведена

структурная аттестация двух основных факторов нелинейной волны усталостного разрушения: автокаталитического (вихревой упругой деформации в подложке) и демпфирующего (локализации пластической деформации и раскрытия усталостной трещины в фольге).

Делается заключение об общности волновой природы развития усталостных трещин в деформируемом твердом теле как многоуровневой иерархически организованной системе.

Численное моделирование деформации и разрушения в сварных соединениях на мезоуровне

Карпенко Н.И., Романова В.А., Балохонов Р.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kolas@ngs.ru

В работе проведен трехмерный численный анализ деформационных процессов в сварных соединениях малоуглеродистой стали и жаропрочного никелевого сплава на мезоуровне. Поликристаллическая микроструктура материалов была сгенерирована методом пошагового заполнения с учетом особенностей в зонах сварного шва, термического влияния и основного металла. Модели механического поведения зерен учитывали деформационное и зернограничное упрочнение, разницу упругих модулей кристаллитов и распространение полос Людерса в стальных образцах. Исследовано влияние свободной поверхности, межзеренных границ и границ раздела между основным металлом, зоной термического влияния и сварным швом на концентрацию напряжений и локализацию пластической деформации на мезоуровне. С точки зрения предсказания разрушения проанализировано возникновение областей объемного растяжения в условиях одноосного растяжения и сжатия.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 10-01-90403-Ukr-a.

Влияние входных параметров на погрешность измерения деформации методом корреляции цифровых изображений

Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
vvk@ispms.tsc.ru

Для измерения поля смещений и деформации материала известен ряд методов, таких как метод делительных сеток, спекл-интерферометрии, фотоупругости, тензометрии, голографии и др. Для этих целей

был также предложен в 1982 г. метод корреляции цифровых изображений и в настоящее время он активно развивается [1]. Метод характеризуется сравнительно низкой погрешностью измерений, высоким пространственным разрешением и практичностью. Однако результат измерения зависит от входных параметров. Поэтому целью работы является исследование и анализ этой зависимости.

Построение векторного поля (поля смещений) с использованием данного метода основано на компьютерной обработке изображений поверхности материала. Первое изображение (до механического нагружения) разбивается на эталонные участки, а второе (после механического нагружения) делится на области поиска. При нахождении значений вектора смещения рассчитывается пространственное распределение корреляционного функционала в пределах области поиска. Координаты экстремума данного пространственного распределения функционала совпадают с координатами конца вектора.

Абсолютная погрешность измерения (расчета) векторного поля определяется входными параметрами компьютерной программы, которыми являются размер задаваемого эталонного участка и размер области поиска. Рассмотрим, как эти параметры влияют на точность измерения деформации.

В качестве исследуемого материала применяли резину. Плоский образец размерами $70 \times 10 \times 1.5$ мм был закреплен в специальном устройстве на предметном столике микроскопа. Была выполнена съемка средней части образца в исходном состоянии и после одноосного растяжения до деформации $\varepsilon \sim 2.5$ %. В работе применялась камера Infinity 1M (1280×1024 пикселей; формат данных 8 бит). Оптическое увеличение микроскопа составляло $\times 50$.

Далее рассчитывали поля смещений при различных значениях размеров эталонного участка $m \times m$ и области поиска $R \times R$. Зависимость продольных смещений $u_x(x, m, R)$ вдоль средней линии образца x аппроксимировали прямой линией, что позволило найти компоненту тензора продольной деформации ε_{xx} при вариации $\xi = R/m$ и R (рис. 1). Видно, что при сравнительно малых размерах эталонного участка или области поиска деформацию рассчитать невозможно, что свидетельствует о наличии двух порогов.

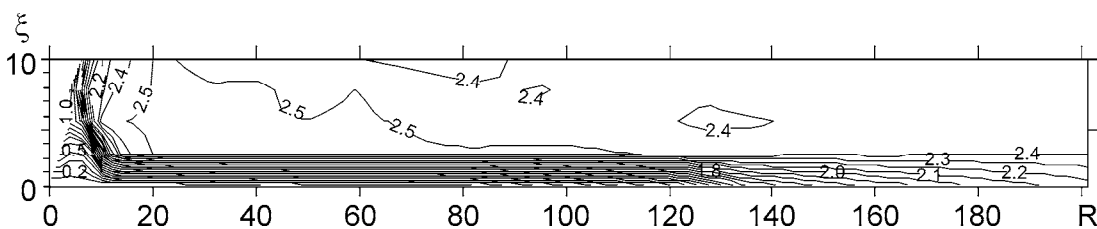


Рис. 1. Зависимость рассчитанных значений продольной деформации ε_{xx} от ξ и R

Первый порог ($\xi_{th} \sim 2.5$) зависит от размера исследуемой области L (размера изображений) и пропорционален деформации ($R \geq m + \varepsilon L/2$). Здесь предполагается, что оба изображения совмещены по некоторой центральной точке. Второй порог ($m_{th} \geq 20$) соответствует размеру эталонного участка и обусловлен количеством информации в данной выборке и качеством текстуры.

Для получения поля смещений с высоким пространственным разрешением необходимо также соблюдение условия $R \ll L$. Кроме того, векторное поле отражает смещения точек поверхности образца, а для нахождения координат сдвига в методе корреляции цифровых изображений используется участок поверхности конечных размеров. Поэтому, желательно также выполнение условия $m \rightarrow 0$ или, по крайней мере, $m \ll L$.

При превышении данных порогов значения измеренной деформации практически не изменяются в некотором диапазоне параметров. Например, при $2.5 \leq \xi \leq 7$, $m \geq 20$ среднее значение деформации составляет $\bar{\varepsilon} = 2.482\%$, а ее среднеквадратическое отклонение $\sigma = 0.0054\%$. Выход из данного диапазона параметров приводит к возрастанию времени расчета векторного поля, ограничению исследуемой области и повышению погрешности.

Таким образом, исследован характер зависимости входных параметров программы на точность измерения деформации, показано существование двух порогов, дан анализ выбора размеров эталонного участка и области поиска.

Литература

1. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications. – New York: Springer, 2009. – 321 p.

Эволюция рельефа поверхности композиции «металл – полимер» при термическом воздействии

Козельская А.И., Шугуров А.Р., Панин А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
annakozelskaya@gmail.com

Деформационный рельеф в виде складчатых, твидовых и т.п. структур часто наблюдается на поверхности металлов и сплавов, подвергающихся термическому и механическому нагружению. Предполагается, что гофрирование поверхности связано с различным механическим поведением поверхностного слоя и объема материала, периодическим рас-

пределением нормальных и касательных напряжений и др. Однако на сегодняшний день не существует полного понимания механизмов, лежащих в основе данного явления. Исследование закономерностей периодической деформации сопряженных сред удобно проводить на примере тонких пленок, нанесенных на полимерный подслоя. В процессе термического нагружения именно наличие податливого полимерного подслоя обеспечивает возможность гофрирования металлической пленки посредством их когерентной деформации. В данной работе методами оптической и атомно-силовой микроскопии изучены закономерности деформации композиции алюминий/полимер при повышенных температурах.

Тонкие пленки Al наносили на кремниевую подложку с промежуточным подслоем полистирола PS. Температура отжига составляла от 100 до 180 °C. В указанном диапазоне температур полистирол последовательно переходит из упругого стеклообразного состояния сначала в высокоэластичное, а затем в вязкотекучее состояние.

Установлено, что при температурах ниже температуры стеклования (105 °C), когда полистирол находится в упругом состоянии, термические сжимающие напряжения, обусловленные различием коэффициентов термического расширения подложки, подслоя и пленки, недостаточны для деформации системы Al/PS. В высокоэластическом и вязкотекучем состояниях полистирол способствует релаксации сжимающих напряжений посредством гофрирования пленок Al. Гофрирование обусловлено неплоскостностью границы раздела «пленка – подслоя» и связано с потерей устойчивости пленки в местах локальной кривизны интерфейса.

Показано, что когерентная деформация системы Al/PS приводит к возникновению волнистой границы раздела «пленка – подслоя», а следовательно, к формированию периодического распределения напряжений и деформаций. Так, напряжения нормальные к границе раздела являются растягивающими в вершинах складок, а в области впадин — сжимающими. Релаксация нормальных напряжений способствует увеличению высоты складок, которое, в свою очередь, обуславливает рост локальной кривизны пленки. Релаксация касательных напряжений вызывает увеличение длины волны гофра.

Исследование зависимости длины волны и высоты складок гофра от времени отжига позволило выявить стадийность эволюции гофра на поверхности пленок Al при различных температурах. Установлено, что в высокоэластическом состоянии упругость полистирола вызывает прекращение роста складок и стабилизацию гофра на определенной стадии отжига. При переходе в вязкотекучее состояние стабилизации гофра не происходит, в результате чего имеет место огрубление складок и формирование на поверхности пленок многоуровневой складчатой структуры.

Диаграммы квазихрупкого разрушения тел с иерархией структур при малоциклового усталости

Корнев В.М.

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия, kornev@hydro.nsc.ru

Рассматривается распространение трещины скачками в квазихрупких материалах с иерархией структур при малоциклового нагружении. Предлагается использовать для анализа указанного процесса диаграммы квазихрупкого разрушения тел при циклическом нагружении. Эти диаграммы очень напоминают аналогичные диаграммы, построенные при однократном нагружении. При построении диаграмм используются необходимые и достаточные критерии разрушения по Нейберу–Новожилову, а конкретная реализация критериев выполнена на основе модификации модели Леонова–Панасюка–Дагдейла для трещин нормального отрыва, когда поперечник зон предразрушения совпадает с поперечниками зон пластичности.

Диаграмма на плоскости «внешняя нагрузка – длина трещины» при циклическом нагружении состоит из трех подобластей, в первой из которых длина исходной трещины не меняется (трещина устойчива), во второй длина исходной трещины увеличивается на длину зоны предразрушения при каждом скачке трещины (трещина подрастает, оставаясь устойчивой, а материал охрупчивается только в зоне предразрушения), в третьей длина исходной трещины увеличивается катастрофически (трещина неустойчива). Рассматривается пульсирующий режим нагружения, амплитуда которого постоянна, и эта амплитуда при однократном нагружении соответствует амплитуде между критическими нагрузками по необходимому и достаточному критериям. Во второй подобласти описан процесс накопления повреждений в зонах предразрушения при линейном и нелинейном суммировании повреждений.

Получено условие скачкообразного продвижения вершины трещины. Высказана гипотеза об останове трещины: трещина распространяется только по охрупченному материалу. Даны оценки критической длины трещины и критического числа циклов при малоциклового усталости. Число циклов между скачками вершины трещины подсчитывается по уравнению Коффина, когда принимается во внимание накопление повреждений в материале зоны предразрушения. Обсуждается разрушение на разных структурных уровнях. В замкнутом виде получены критические параметры разрушения при малоциклового нагружении.

В явном виде получены оценки безразмерной средней скорости продвижения вершины трещины за один цикл нагружения при скачкообразном подрастании трещины. Полученные соотношения для средней

скорости можно рассматривать как структурные формулы для построения кривых Пэриса. Для кривых Пэриса проведен подробный анализ процесса продвижения вершины трещины. Рассмотрены два предельных случая и один промежуточный случай: предельные случаи соответствуют началу и завершению процесса продвижения вершины трещины, а промежуточный случай — установившейся стадии процесса.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 10-08-00220) и в рамках проекта № 23.16 программы Президиума РАН.

Многоуровневая модель пластической деформации и разрушения в условиях трибосопряжения

*Моисеенко Д.Д.¹, Панин В.Е.¹, Панин С.В.^{1,2}, Максимов П.В.¹,
Бикинеев Г.Ш.¹, Горячева И.Г.³*

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, mdd@ispms.tsc.ru

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050, Россия

³ Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, 119526, Россия

Изучение физических процессов, развивающихся при трении, уже длительное время является актуальной проблемой, получившей значительное освещение в отечественной и зарубежной научно-технической литературе. Основными и наиболее важными особенностями, характерными для взаимодействия материалов, находящихся в трибоконтakte, следует отметить: а) повторно-циклический характер приложения локализованной нагрузки, что в некоторой степени определяет усталостный характер накопления повреждений; б) одновременное наличие нескольких характерных масштабов развития деформационных процессов, взаимодействие которых определяет характер сопротивления материала подобному виду нагружения; в) особую роль поверхностного слоя, «на долю которого» приходится основная нагрузка, прикладываемая к образцу, а также который, подобно фильтру, передает механическую энергию в нижележащие слои. Таким образом, при изучении процессов трения с точки зрения физико-механических аспектов развивающихся при этом процессов, необходимо учитывать и реализовывать при разработке соответствующих моделей следующие моменты: циклический характер приложения нагрузки и формирования дефектной структуры; многоуровневость рассмотрения деформационных процессов, отражающих развитие деформации и нарушение сплошности в условиях существующей внутренней структуры материала; локализованный (практически точечный) характер приложения нагрузки к поверхности образца.

С позиции развития методов моделирования процессов, происходящих при трении, в настоящее время можно с уверенностью констатировать наличие развитого в рамках механики контактного взаимодействия аппарата, позволяющего рассчитывать распределения напряжений и деформаций в элементах трибосопряжения с учетом неоднородности распределения в образце упрочняющих включений, шероховатости поверхности, деформационного упрочнения материала по мере трибоиспытаний и т.д. Таким образом, первое и третье из вышеперечисленных требований являются в нем выполненными. Однако явного учета эволюции внутренней структуры нагружаемого образца на различных масштабах при этом реализовать не удастся. Особенную актуальность эта задача приобретает в свете разработки материалов, имеющих элементы внутренней структуры наноскопического масштаба, применение аппарата механики сплошной среды для которых не всегда является корректным. Кроме того, в процессе трения в нагруженном образце (особенно в поверхностном слое) помимо деформационного упрочнения могут развиваться структурно-фазовые превращения, явления рекристаллизации, формирование нано- и микропор и трещин, что необходимо в явном виде учитывать с позиции задания внутренней структуры и ее отклика на внешнее воздействие. Таким образом, разработка новых подходов к моделированию процессов трения (и изнашивания) структурно-неоднородных сред в рамках многоуровневого подхода является актуальной современной физической задачей. Определенный подход к попытке ее решения представлен в настоящей работе в виде разработки гибридного метода моделирования.

В рамках мультидисциплинарного рассмотрения циклических процессов деформации и разрушения по схеме «сжатие – растяжение» в условиях трибосопряжения, проведенного с использованием совместных подходов физической мезомеханики, физики твердого тела, физического материаловедения и неравновесной термодинамики, предложена многоуровневая гибридная модель фрагментации структуры поверхностного слоя изнашиваемого материала. В основе предложенной модели лежит зависимость термодинамического потенциала Гиббса от молярного объема, характеризующего степень неравновесности деформируемого материала. Предлагаемый гибридный континуально-дискретный подход учитывает возникающие при трибосопряжении локальные моменты сил, действующих со стороны всех окружающих элементов среды, что позволило осуществить компьютерное моделирование процесса самоорганизации стесненных сдвигов и поворотов по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений, обуславливающих фрагментацию материала.

Полученные в ходе моделирования результаты сопоставляются с данными экспериментальных исследований, полученных в условиях концентрированного приложения нагрузок к материалам с упрочненными поверхностными слоями.

Многоуровневая конститутивная модель частично кристаллического полимерного материала и ее применение для описания процессов неупругого деформирования полиэтилена низкого давления

Нечаева Е.С., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, 614990, Россия, ses@matmod.pstu.ac.ru

В последние десятилетия полимерные материалы используются во многих отраслях промышленности, составляя зачастую реальную конкуренцию металлам. В связи с этим актуальной становится задача разработки математических моделей для данного класса материалов, позволяющих качественно и количественно описывать процессы их неупругого деформирования при различных условиях воздействия, в том числе при больших деформациях. Неоспоримым является тот факт, что при построении модели материала, особенно при необходимости описания конечных деформаций, необходимо учитывать изменение микроструктуры материала, которое происходит в процессе деформирования.

Авторами данной работы предложена многоуровневая конститутивная модель частично кристаллического полимерного материала. В основе модели лежит описание основных механизмов деформирования рассматриваемого класса материалов на мезоуровне: сдвиг по кристаллографическим системам скольжения в ламелях (ламели — широкие тонкие длинные пластинки-кристаллиты, разделенные слоями аморфной фазы материала), межламеллярный сдвиг, механизм пространственного раздвижения-сжатия ламелей, квазитвердое движение элементов каждого из рассматриваемых масштабных уровней. При построении модели используется подход, основанный на использовании в ее структуре внутренних переменных (явных и скрытых) параметров, характеризующих эволюцию мезо- и микроструктуры материала в процессе деформирования. Для рассматриваемого класса материалов выделяется три масштабных уровня: макроуровень — уровень макропредставительного объема материала, мезоуровень I — уровень сферолита (поликристаллический агрегат, состоящий из направленных по радиусу ламелей и аморфных участков) и мезоуровень II — уровень пакета, состоящего из

нескольких параллельных ламелей с прослойками аморфной фазы материала. Идеология построения модели основана на использовании физических теорий пластичности поликристаллов. В рассматриваемом случае представительный объем частично кристаллического полимерного материала рассматривается состоящим из сферолитов, которые, в свою очередь, состоят из кристаллитов с прослойками аморфной фазы материала (при моделировании аморфная прослойка рассматривается как дополнительная система скольжения в элементе мезоуровня II), при этом процентное содержание аморфного компонента принимается сравнительно малым. Для описания процесса неупругого деформирования на мезоуровне используется вязкоупругая физическая модель, связывающая скорости сдвигов по системам скольжения с действующими напряжениями, для критических напряжений сдвига по каждой из систем скольжения записываются эволюционные уравнения. В качестве явных внутренних переменных на каждом масштабном уровне выступают тензоры упругих свойств элементов соответствующего масштабного уровня, тензоры скоростей неупругих деформаций и тензоры спинов элементов. В качестве определяющего соотношения на каждом из рассматриваемых масштабных уровней выступает обобщенный закон Гука в скоростной релаксационной форме с учетом геометрической нелинейности (используется коротационная производная, характеризующая квазитвердое движение на рассматриваемом масштабном уровне).

Проведено исследование условий согласования моделей различных масштабных уровней. Показано, что для рассматриваемого класса материалов на мезоуровне имеет место коррелированность флуктуаций напряжений и спинов, а также флуктуаций скоростей неупругих деформаций и упругих свойств элементов. При замыкании моделей различных масштабных уровней коррелированность вышеуказанных характеристик приводит к тому, что определение явных внутренних переменных модели на каждом из рассматриваемых масштабных уровней (кроме самого глубокого) необходимо осуществлять специальным образом.

С помощью разработанной конститутивной модели для представительного объема макроуровня исследуются процессы неупругого деформирования материала в опытах на одноосное растяжение-сжатие и простой сдвиг. Данные, полученные в процессе моделирования, сопоставляются с известными экспериментальными данными для выбранного материала. При проведении вычислительных экспериментов анализируется изменение кривых «напряжение – деформация» в зависимости от параметров воздействия, а также изменение ориентаций элементов мезоуровня в процессе деформирования (полюсные фигуры).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №№ 10-08-96010-р_урал_a, 10-08-00156-а).

Экспериментальное и теоретическое исследование разрушения в условиях гигацикловой усталости

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

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, 614013, Россия,
oborin@icmm.ru

Проблема оценки ресурса ответственных машиностроительных конструкций, в частности авиационного моторостроения, поставила ряд качественно новых задач фундаментального характера по оценке надежности материалов для значений, превышающих 10^9 – 10^{10} циклов нагружения, в области так называемой гигацикловой усталости. Это связано с тем, что ресурс нагружения многих ответственных конструкций, работающих в режиме циклических нагрузок, превышает многоцикловый диапазон. В свою очередь, поведение материалов в области гигацикловой усталости обнаруживает ряд закономерностей, относящихся к качественным изменениям как условий зарождения трещин (в объеме образца), так и их распространения, связанных с качественной сменой механизмов зарождения и развития трещин усталости.

В работе образцы из высокопрочной стали R4 подвергались усталостным испытаниям в условиях симметричного цикла растяжения-сжатия с частотой 20 кГц на ультразвуковой испытательной машине с регистрацией *in situ* рельефа свободной поверхности, обусловленного зарождением и развитием дефектов в вершине распространяющейся усталостной трещины. С использованием вычисленных пространственных инвариантов дефектных структур и установленных характерных масштабов зоны процесса в вершине трещины предложено кинетическое уравнение, устанавливающее связь между скоростью роста усталостной трещины и изменением коэффициента интенсивности напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президиума УрО РАН (№ 10-1-ИП-228).

Природа «шахматного» отслоения теплозащитных покрытий при механическом и термическом нагружении

*Панин А.В., Казаченок М.С., Шугуров А.Р.,
Кастеров А.М.¹, Сергеев В.П.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
pav@ispms.tsc.ru

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

Теплозащитные керамические покрытия широко применяются в газотурбинных двигателях для снижения воздействия высокой температу-

ры на основные узлы камеры сгорания, сопловых, рабочих лопаток турбины и т.д. Данные покрытия должны не только иметь высокую жаростойкость, но и обладать необходимым запасом прочности и хорошей адгезией. Существенное различие коэффициентов термического расширения покрытия и подложки, их упругих характеристик и др. обуславливает развитие высоких термических, механических, фазовых напряжений в теплозащитных покрытиях в процессе эксплуатации изделий. Релаксация этих напряжений вызывает интенсивное растрескивание керамических покрытий и скалывание их фрагментов с подложки. Для понимания механизмов, лежащих в основе скалывания покрытий, целесообразно исследовать деградацию покрытий при различных видах нагружения. В данной работе изучены особенности деформации и разрушения покрытия SiAlN на подложках Cu как при одноосном растяжении при комнатной температуре, так и при термоциклировании.

Показано, что в процессе одноосного растяжения скалывание теплозащитных покрытий происходит в два этапа. Первоначально имеет место локальное скалывание квадратных фрагментов покрытия, расположенных друг относительно друга под углом 45° к оси растяжения в виде «шахматной доски». Такое распределение сколотых фрагментов покрытия обусловлено суперпозицией растягивающих напряжений, направленных вдоль приложенной нагрузки, и сжимающих напряжений, вызванных различием коэффициентов Пуассона керамического покрытия и металлической подложки, и направленных перпендикулярно оси нагружения. При дальнейшем нагружении деформационный рельеф на поверхности подложки приводит к повсеместному отслаиванию теплозащитного покрытия и его скалыванию в виде прямоугольных фрагментов, ограниченных соседними поперечными трещинами. В процессе термоциклирования покрытия SiAlN испытывают двухосное растяжение и сжатие, вызванное различием коэффициентов термического расширения покрытия и подложки. В процессе нагрева растягивающие напряжения обуславливают растрескивание покрытия, а при охлаждении сжимающие напряжения вызывают изгиб фрагментов покрытия и их последующее скалывание.

Показано, что одним из перспективных путей повышения надежности и долговечности теплозащитных покрытий является обработка поверхности металлической подложки низкоэнергетическими ионными пучками. Так, бомбардировка подложки Cu пучками ионов Zr^+ и Ti^+ приводит к существенному изменению структуры и фазового состава поверхностных слоев подложки, а также к формированию волнистого профиля границы раздела «покрытие – подложка». В процессе нагружения, нормальные растягивающие напряжения, развивающиеся в вершинах складок, обуславливают коробление поверхностного слоя меди, обогащенного Zr^+ или Ti^+ , что предотвращает скалывания покрытия SiAlN.

Мезомеханика изнашивания наноструктурных гальванических покрытий AuNi и AuCo

*Панин А.В.^{1,3}, Шугуров А.Р.¹, Козельская А.И.¹, Кретьова О.М.¹,
Шестериков Е.В.², Лязгин А.О.²*

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
pav@ispms.tsc.ru

² Научно-производственная фирма «Микран», Томск, 634045, Россия

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

Гальванические металлические покрытия на основе золота широко применяются в электронной технике для снижения контактного сопротивления и защиты от окисления различных соединителей. Одним из важнейших требований, предъявляемых к данным покрытиям, является их высокая износоустойчивость, поскольку надежность технических характеристик соединителей в процессе эксплуатации напрямую связана с процессами трения и износа. Это обуславливает необходимость создания наноструктурных гальванических покрытий, характеризующихся повышенной прочностью и износостойкостью. Такие покрытия являются сильнонеравновесными многоуровневыми системами, характеризующимися большим количеством внутренних и внешних границ раздела. Поэтому описание деформации и разрушения наноструктурных гальванических покрытий в процессе изнашивания должно проводиться на основе неравновесной термодинамики и физической мезомеханики материалов.

В работе экспериментально изучено влияние параметров осаждения, материала промежуточного подслоя (Ni и NiB), а также химического состава и толщины наноструктурных гальванических покрытий AuNi и AuCo на морфологию их поверхности, структуру и величину внутренних напряжений. Механические характеристики покрытий исследовали методом наноиндентирования. Посредством измерения кривизны поверхности покрытий при термоциклировании проведены оценки их модуля упругости и выявлено влияние толщины нанесенного слоя на их пористость.

Износостойкость гальванических покрытий была исследована методом многопроходного царапания с использованием нанотестера Nanotest и при трибологических испытаниях на универсальной машине трения УМТ-1 по схеме «палец – диск» в условиях сухого трения. Показано, что скретч-тестирование при малых нагрузках является эффективным методом для выявления механизмов накопления повреждений при абразивном износе гальванических покрытий. Исследовано влияние содержания Ni и Co в гальванических покрытиях и материала промежу-

точного подслоя на характер и интенсивность их износа. Показано, что атомы Ni и Co сегрегируются в сплавах золота по границам зерен и блокируют ротационные моды деформации, предотвращая вырывание частиц износа в процессе испытаний. Методами латерально-силовой микроскопии и энергодисперсионного микроанализа показано, что интенсивность изнашивания коррелирует с количеством элементов стального контртела, образовавшихся на поверхности дорожки трения в результате процессов переноса.

Для количественного анализа степени износа определяли среднеквадратичную шероховатость и фрактальную размерность изображений поверхностей трения, полученных с помощью атомно-силовой микроскопии. Определение среднеквадратичной шероховатости поверхностей трения гальванических покрытий не выявило корреляции данной характеристики со степенью износа. Кроме того, обнаружена ее существенная зависимость от масштаба изображения. В свою очередь фрактальный анализ изображений, полученных с помощью атомно-силовой микроскопии, позволил количественно охарактеризовать рельеф поверхности износа покрытий на разных стадиях изнашивания. На стадии приработки происходит уменьшение фрактальной размерности поверхности трения, обусловленное сглаживанием исходной шероховатости поверхности покрытий. На стадии установившегося износа формирование развитого рельефа обуславливает рост фрактальной размерности. Наблюдаемая зависимость является масштабно-инвариантной, т.е. не зависит от размеров анализируемых изображений, полученных с помощью атомно-силовой микроскопии.

Иерархические уровни деформирования теплостойкой стали с множественными дефектами

Панин С.В., Марущак П.О.¹, Любутин П.С., Бищак Р.Т.¹, Баран Д.Я.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
svp@ispms.tsc.ru

¹ Тернопольский национальный технический университет им. И. Пулюя,
Тернополь, 46001, Украина

Согласно представлениям физической мезомеханики о масштабных уровнях деформации и разрушения, деформация в условиях статического растяжения последовательно развивается на всех структурных уровнях с постепенным возрастанием масштаба, и лишь затем ведущая роль переходит к процессам нарушения сплошности [1]. В случае образцов, поврежденных сеткой термической усталости, когда наличие несплошностей мезоскопического масштаба обуславливает вовлечение процес-

сов разрушения практически с самого начала нагружения, характер взаимодействия процессов деформации и разрушения становится менее последовательным и более сложным. Дополнительным фактором, усложняющим эту картину, становится наличие в образце макроконцентратора напряжений в виде сварного соединения [2]. Таким образом, подобные объекты представляют значительный интерес с точки зрения исследований в рамках физической мезомеханики материалов.

Целью данной работы является выявление и характеристика структурных уровней деформирования теплостойкой стали 25Х1М1Ф с множественными дефектами и макроконцентратором напряжений (сварным швом) при статическом растяжении с использованием подходов физической мезомеханики.

В работе испытывали призматические образцы стали 25Х1М1Ф шириной $b = 40$ мм и толщиной $t = 10$ мм; высота темплета составляла $L = 50$ мм с нанесенным сварным швом в качестве макроконцентратора. Сварной шов был выполнен ручной дуговой сваркой, электродом марки АНО 36. Твердость сварного шва составляла 105 HRB, твердость материала образца 75 HRB. В работе рассмотрено влияние сварного шва на развитие деформации наравне с сеткой трещин. Таким образом, при деформировании образца происходит взаимодействие двух взаимно конкурирующих процессов:

- деформация гетерогенной среды (образца), содержащей распределенную сетку трещин;
- «сосредоточенная» (локализованная) деформация в пределах сварного шва.

С точки зрения масштабных уровней сетка трещин соответствует мезоуровню, поскольку ни одна из трещин сразу не приводит к макролокализации. Сварной шов является макроконцентратором напряжений, имеющим размер, равный ширине образца.

Испытания проводили по схеме статического растяжения, при которой напряженно-деформированное состояние материала образца является подобным таковому в металле ролика МНЛЗ при эксплуатационном нагружении. Удельные деформации при развитии трещины определяли путем построения полей векторов перемещений.

Показано, что наиболее полное описание закономерностей влияния рассеянных повреждений на процессы деформирования на различных масштабных уровнях возможно с использованием подходов физической мезомеханики. Рассмотрение процесса деформирования неомогенного материала возможно с использованием полных диаграмм деформирования, отдельные участки которых соответствуют стадиям разрушения материала.

Сварной шов имеет меньшую сдвиговую устойчивость по сравнению с объемом материала. Пластическое течение в нем начинается при напряжениях, значительно меньших предела текучести, и развивается более интенсивно на протяжении всего процесса деформирования.

Наличие шва с высокими диссипативными характеристиками блокирует локализацию пластического течения и активацию усталостных трещин. Это приводит к росту уровня допустимых напряжений и соответственно повышению статической прочности.

Литература

1. Панин В.Е. Методология физической мезомеханики как основа построения моделей в компьютерном конструировании материалов // Изв. вузов. Физика. – 1995. – № 11. – С. 6–25.
2. Плешанов В.С., Панин В.Е., Кибиткин В.В., Лебедева Н.А. Эволюция мезоструктуры и кинетика накопления усталостных повреждений в сварных соединениях конструкционной стали в условиях, близких к плоскому напряженному состоянию // Физ. мезомех. – 2001. – Т. 4. – № 6. – С. 105–117.

Исследование напряженно-деформированного состояния двухслойной системы типа «покрытие – подложка»

Петракова И.В., Табанюхова М.В.¹, Худяков Д.С.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,

¹ Новосибирский государственный архитектурно-строительный университет (Сибстрин), Новосибирск, 630008, Россия, bdtmv@mail.ru

Двухслойные системы «покрытие – подложка» являются структурными частями ответственных деталей, которые находят широкое применение в качестве токопроводящих дорожек, сенсоров, защитных функциональных покрытий и т.д. В процессе эксплуатации двухслойные системы подвергаются воздействию механических вибраций или температуры, которые могут приводить к их разрушению. Поэтому исследование поведения двухслойных систем «покрытие – подложка» под действием нагрузки представляет практический интерес, связанный с обеспечением надежной работы деталей и конструкций.

В работе [1] исследовали развитие пластической деформации в двухслойной системе типа «покрытие – подложка», где роль покрытия играла металлическая фольга монокристалла алюминия, закрепленная на плоском образце высокопрочного сплава. Было обнаружено, что при циклическом приложении нагрузки на поверхности фольги образуется регулярный рельеф в виде продольных макроскопических полос, ориентированных вдоль оси растяжения. Возникновение данной структуры объясняется перерас-

пределением сжимающих и растягивающих напряжений на интерфейсе «фольга алюминия – подложка» [1].

Целью настоящей работы является исследование напряженно-деформированного состояния в двухслойной системе «покрытие – подложка» как в стадии упругой линейной работы материала, так и с учетом пластических деформаций. Исследование выполнено численно с использованием метода конечных элементов. Расчет произведен для образца, аналогичного тому, что использовался в работе [1]. Численная модель имела полное соответствие геометрических характеристик и физических свойств материала тем, которыми обладал образец, используемый в физическом эксперименте в работе [1]. Схема нагружения модели «покрытие – подложка» соответствовала растяжению. Получены поля напряжений, с помощью которых можно судить о влиянии внецентренного приложения нагрузки в зоне «покрытие – подложка» на распределение напряжений и деформаций.

Литература

1. Кузнецов П.В., Петракова И.В., Гордиенко Ю.Г., Засимчук Е.Э., Карбовский В.А. Образование самоподобных структур на фольгах монокристалла алюминия $\{100\}\langle 001\rangle$ при циклическом растяжении // Физ. мезомех. – 2007. – Т. 10. – № 6. – С. 33–42.

Эффект каналирования пластических сдвигов в поверхностных слоях поликристаллов при циклическом нагружении

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия
elsukova@yandex.ru

Известно, что при растяжении плоских образцов поликристаллов пластическое течение их поверхностных слоев осуществляется некристаллографическими сдвигами в сопряженных направлениях τ_{\max} . Это объясняется эффектом «шахматного» распределения растягивающих и сжимающих нормальных напряжений на границе раздела «поверхностный слой – подложка», который обуславливает развитие пластических сдвигов только по клеткам «растягивающих» нормальных напряжений, которые блокированы с обеих сторон клетками «сжимающих» нормальных напряжений.

Проследить роль интерфейса «поверхностный слой – подложка» в развитии регулярного распределения сдвиговой деформации на мезомасштабном уровне можно в условиях знакопеременного изгиба двухслойного образца с сильным различием механических характеристик со-

прягаемых слоистых материалов. Такие двухслойные образцы были изготовлены наклеиванием мягкой металлической фольги на массивный жесткий образец. При упругой деформации подложки это позволяет реализовать в фольге сверхвысокую степень регулярной пластической деформации. В качестве материалов для фольг использовали высокочистые поликристаллы алюминия А999 и свинца С000, сильно различающиеся степенью сдвиговой устойчивости, а для подложек — технические алюминий А7 и титан ВТ1-0. Кроме того, мягкий поверхностный слой создавали в плоских титановых образцах путем его наводороживания. Циклическое нагружение осуществляли знакопеременным изгибом при комнатной температуре в режиме многоциклового усталости. В качестве методов исследования использовали световой микроскоп Zeiss Axiovert 25СA, интерференционный световой профилометр New View 6300 и лазерный профилометр Micromesure 3D.

В результате выполненного исследования установлены следующие закономерности регулярной пластической деформации на мезомасштабном уровне.

На начальных этапах нагружения морфология поверхности активных зерен мягких металлических фольг и наводороженного поверхностного слоя титана представляет собой серию регулярных параллельных сравнительно тонких линий пластических сдвигов. Анализ этих линий с использованием профилометра New View позволил выявить два масштаба складчатых структур на поверхности фольги с периодом чередования складок $\delta_1 = 12$ мкм и $\delta_2 = 40$ мкм. Мелкий складчатый рельеф имеет островковую структуру экструдированного материала, а в крупных складках она коагулирована.

Установлено наложение на основную систему крупной складчатой структуры одиночных поперечных мелких складок экструдированного материала, связанных с влиянием границ зерен, лежащих под поверхностным слоем. Очень важно, что границы нижележащего слоя зерен не только проявляются на рельефе поверхности фольги, но и блокируют фронт распространения мелких складок в поверхностных зернах. Это свидетельствует о том, что в тонких поверхностных зернах фольги развитие складчатых структур экструдированного материала определяется напряженно-деформированным состоянием на интерфейсе «поверхностные зерна – нижележащие зерна объема фольги».

Выявлено множественное регулярное растрескивание поверхностной окисной пленки фольги алюминия. Показано, что оно связано с канализированной экструзией тонких островков, объединяющихся в складки, и с зонами сильного искривления поверхностного слоя фольги, представляющего протяженный концентратор напряжений. Связанные с ним крупные островки экструдированного материала вызывают развитие не-

скольких систем множественного растрескивания с формированием регулярной сетки фрагментации поверхностной окисной пленки.

В ряду Al, Pb, Ti–H₂ наблюдается хорошая корреляция размеров фрагментов складчатых структур с энергией дефекта упаковки этих металлов. Данный эффект связывается с формированием границ фрагментов в складках в виде наноструктурированных фазовых границ, обнаруженных ранее авторами в аналогичных фольгах алюминия, подвергнутых интенсивной пластической деформации при знакопеременном изгибе.

Полученные результаты актуальны не только в рамках многоуровневых подходов физической мезомеханики, но и важны для понимания природы усталостного разрушения твердых тел при их циклическом нагружении.

Фрагментация поверхностного слоя стали 20Х18Н10Т при нагружении в парах трения

Почивалов Ю.И., Панин В.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
pochiv@ispms.tsc.ru

Трибоконтакт в парах трения следует описывать как многоуровневую иерархически организованную систему «пластически деформируемый поверхностный слой – аккомодационный переходный слой пластических сдвигов-поворотов – упруго нагруженная подложка».

В основе механизма изнашивания лежат фрагментация материала поверхностного слоя и некомпенсированность поворотных мод в иерархически организованной системе трибоконтакта.

В трибоконтактах материалов с низкой сдвиговой устойчивостью, возможностью структурно-фазовых переходов под нагрузкой и квазивязким затеканием материала между разориентированными фрагментами развивается хорошо согласованная иерархия градиентных поворотных мод деформации, что обуславливает высокую трещиностойкость поверхностного слоя и возможность его наноструктурирования. Подобные материалы характеризуются высокой износостойкостью.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта четырех совместных фундаментальных исследований СО РАН И НАН Беларуси, гранта Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-5342.2010.1 и гранта РФФИ № 11-01-0646а.

Структура и механические свойства высокопрочных сталей 1X15H4AM3-Ш и 30XГСН2А с наноструктурированным поверхностным слоем

Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин С.В., Власов И.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
pochiv@ispms.tsc.ru

Усталостная долговечность металлов и сплавов сильно зависит от состояния поверхностного слоя. Изменяя его структурное состояние, можно существенно увеличить макромеханические характеристики материала в целом. Как показали работы последних лет, наиболее эффективным способом изменения состояния поверхностного слоя является его наноструктурирование методами ионной имплантации и ультразвуковой обработки.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния наноструктурирования поверхностного слоя при имплантации ионов AlB и N и ультразвуковойковки на свойства и структуру высокопрочных сталей 1X15H4AM3-Ш и 30XГСН2А.

Методами оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа и растровой электронной микроскопии установлено, что ультразвуковаяковка и ионная имплантация ионов AlB⁺ и N⁺ в поверхностные слои исследуемых сталей приводят к формированию модифицированного градиентного поверхностного слоя, структура которого определяется условиями ультразвуковой обработки и режимами ионной имплантации. Изменение структуры поверхностного слоя ведет к увеличению поверхностной твердости, изменению характера деформационного поведения и повышению макромеханических характеристик образца в целом. При имплантации ионов AlB⁺ и N⁺ микротвердость стали 1X15H4AM3-Ш возрастает с 4.4 ГПа до 5.6 и 4.8 ГПа соответственно. При ультразвуковой обработке стали 1X15H4AM3-Ш микротвердость поверхностного слоя повышается до 5.2 ГПа, а стали 30XГСН2А — с 4.0 до 5.1 ГПа.

Анализ полученных данных показывает, что формирование наноструктурированного поверхностного слоя оказывает наиболее значительное влияние на предел упругости σ_0 и предел текучести $\sigma_{0.2}$ исследуемых материалов. В соответствии с представлениями физической мезомеханики о развитии процессов деформации на различных масштабных уровнях это означает, что наноструктурирование поверхностного слоя на микромасштабном уровне обеспечивает повышение напряжения зарождения и распространения первичных сдвигов в поверхностном слое. Наибольший эффект повышения механических характеристик наблюдается в исследуемых материалах после ультразвуковой обработки, однако при этом снижается ресурс пластичности материала в целом.

Таблица 1

Механические свойства стали 1X15H4AM3-III
с наноструктурированным поверхностным слоем

| Обработка | Предел упругости σ_0 , МПа | Предел текучести $\sigma_{0.2}$, МПа | Предел прочности σ_B , МПа | Остаточное удлинение, % |
|--|-----------------------------------|---------------------------------------|-----------------------------------|-------------------------|
| 1X15H4AM3-III | | | | |
| Стандартная | 300 | 350 | 1530 | 18 |
| Стандартная + ионная имплантация AlB | 300 | 400 | 1410 | 20 |
| Стандартная + ионная имплантация азотом | 420 | 450 | 1430 | 21 |
| Стандартная + ультрафиолетовое облучение | 470 | 555 | 1520 | 17 |

При имплантации ионов AlB^+ и N^+ формируется более тонкий модифицированный слой с фазово-структурным состоянием, отличным от состояния исходного поверхностного слоя. При имплантации ионов AlB^+ и N^+ в высокопрочные мартенситные стали происходят значительные перестройки в структуре мартенсита, часть его претерпевает обратное превращение в аустенит, возможно образование многокомпонентных кластеров.

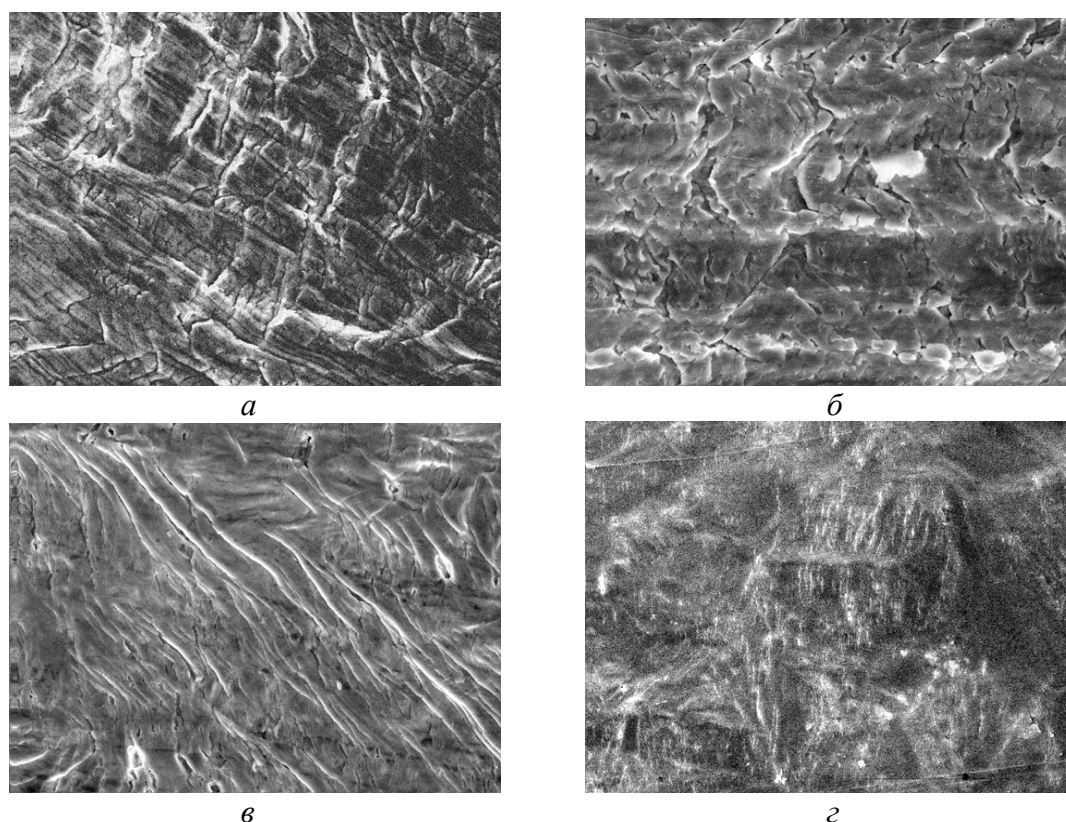


Рис. 1. Изображения поверхности разрушенных образцов стали ВНС-5, снятые вблизи места разрушения: исходное состояние (а), выглаживание ультразвуком (б), имплантация AlB (в), имплантация N (г). Растровая электронная микроскопия; $\times 2000$

Это создает сдвигонеустойчивые структуры в поверхностном слое, что способствует протеканию процессов пластической деформации в поверхностном слое и снижению коэффициента упрочнения сталей с наноструктурированным поверхностным слоем, сформированным при ионной имплантации. Как следствие, пластичность материала возрастает на несколько процентов при незначительном снижении прочности материала.

В условиях циклического нагружения формирование таких наноструктурированных слоев положительно сказывается на усталостных характеристиках исследуемых материалов. Усталостная прочность стали 1Х15Н4АМЗ-Ш при имплантации ионов AlV^+ повышается с 700 до 880 МПа на базе 10^6 циклов.

Исследования деформационного рельефа и поверхности разрушения в материалах с наноструктурированным поверхностным слоем выявили изменение его характера при ультразвуковой обработке и ионной имплантации по сравнению с материалом, обработанным по стандартному режиму. Наноструктурирование поверхностного слоя подавляет развитие локализации пластической деформации на мезоуровне и повышает напряжение зарождения и распространения трещин в поверхностных слоях высокопрочных сталей. Наибольший эффект был достигнут при имплантации ионов AlV^+ : микротрещин в поверхностном слое после имплантации не наблюдается.

Полученные в работе результаты показывают, что наноструктурирование поверхностных слоев является очень эффективным методом поверхностной обработки и может быть достигнуто как ультразвуковой ковкой, так и ионной имплантацией. При формировании такого слоя со структурой и свойствами, отличными от основного материала, принципиальным образом изменяется характер развития пластической деформации в поверхностном слое материала. Локализация деформации на мезоуровне оказывается подавленной. В совокупности с высокой демпфирующей способностью наноструктуры это позволяет достичь повышения усталостной прочности и долговечности.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ РФ № НШ-5342.2010.1, РФФИ (№ 11-01-0646а) и проекта № 7.1 программы фундаментальных исследований Президиума РАН.

Аналогия между неархимедовой динамикой материальной точки и упругопластическим сдвигом сплошной среды

Ревуженко А.Ф.

Институт горного дела СО РАН, Новосибирск, 630091, Россия,
revuzhenko@yandex.ru

По аналогии между упругопластическим сдвигом сплошной среды и динамикой точки, движущейся в неархимедовом пространстве, неархимедово пространство является многомасштабным. Многомасштабным является и процесс деформирования пластических сред. При определенном формализме можно установить аналогию между неархимедовой динамикой материальной точки и упругопластическим сдвигом сплошной среды.

Рассматривается обобщение принципа минимума потенциальной энергии и принципа Гамильтона–Остроградского на неархимедовый случай. Констатируется аналогия между функциями Лагранжа, которые соответствуют указанным принципам.

Аналогия означает, что одномерному движению точки под действием заданной силы соответствует одномерный сдвиг упругопластического тела. При этом величине упругого сдвига соответствует локальная скорость частицы на микроуровне, а локализованной пластической деформации соответствуют скачки перемещения на стыке различных масштабных уровней времени. Модулю упругого сдвига соответствует масса частицы, касательному напряжению — импульс частицы.

В неархимедовом случае закон инерции звучит так. 1. Существует система координат, в которой материальная точка, свободная от внешних сил, сохраняет свой импульс неизменным в течение сколь угодно больших промежутков времени; или существует система координат, в которой импульс материальной точки, свободной от внешних сил, сохраняется неизменным как на промежутках времени, где смещения точки непрерывны, так и в моменты, когда смещения испытывают сильные разрывы на стыке различных масштабных уровней времени. 2. Величина импульса определяет величину скорости точки на промежутках, где смещение непрерывно, а также величину скачка перемещения в моменты реализации данных скачков.

Для статически деформируемого тела аналог закона инерции означает следующее: 1. В одномерном твердом теле, боковая поверхность которого от напряжений свободна, касательное напряжение передается без изменений сколь угодно далеко, или по-другому: касательное напряжение остается неизменным как на участках, где смещения непрерывны, так и на поверхностях сильного разрыва смещений. 2. Величина напряжения определяет градиент смещения на участках непрерывности

смещений, а также определяет величину разрыва смещений на поверхностях разрыва.

Выписано решение для движения точки под действием постоянной силы. Показана возможность предельного перехода к классическому равноускоренному движению. В рассматриваемой аналогии такому движению соответствует чисто упругий сдвиг в условиях отсутствия разрывов перемещений на микроуровне.

Численный анализ формирования и эволюции мезоскопического деформационного рельефа в структурно-неоднородных материалах

Романова В.А., Балохонов Р.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
varvara@ispms.tsc.ru

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что на свободной поверхности материалов в процессе нагружения формируется специфический деформационный рельеф в виде складок, периодически распределенных областей экструзии и интрузии, микрогофра, спиралевидных структур и т.д. Характерной особенностью этого процесса является то, что в движение вовлекаются не отдельные структурные элементы (например, зерна), но целые конгломераты, демонстрируя эффекты коллективного поведения. Несмотря на накопленный экспериментальный опыт, вопрос о механизмах и определяющих факторах морфологических изменений поверхности до сих пор остается дискуссионным. В настоящей работе процессы формирования деформационного рельефа в поликристаллических и поверхностно-модифицированных материалах исследуются численно с позиций физической мезомеханики. В трехмерной постановке исследовано напряженно-деформированное состояние в объеме и на поверхности материалов в условиях одноосного растяжения. Исследовано влияние размера зерна, механических свойств и условий нагружения на характеристики деформационного рельефа. Проанализирована роль внутренних границ раздела в процессах, происходящих на поверхности.

Работа поддержана грантами Президента РФ № МД-6370.2010.1 и РФФИ № 10-08-00084-а.

Повышение ударной вязкости высокопрочной стали 30ХГСН2А путем поверхностного ультразвукового деформирования

Стрелкова И.Л., Газетдинова А.О., Почивалов Ю.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
strela@ispms.tsc.ru

Известно, что работоспособность и надежность отдельных деталей машин и узлов конструкций в значительной степени зависят от качества поверхности, поскольку отказ изделий происходит, как правило, вследствие повреждений усталостного характера. В связи с этим существует актуальная проблема повышения долговечности и усталостной прочности таких изделий, их конкурентоспособности на мировом рынке. Повышения свойств можно достичь не только введением легирующих элементов в состав сплава, но и технологическими методами, обеспечивающими целенаправленное изменение физико-механических свойств лишь поверхностного слоя деталей. Поверхностное ультразвуковое деформирование является одним из распространенных методов упрочнения поверхности деталей, так как имеет широкие технологические возможности, что позволяет обрабатывать детали различной формы и обеспечивать высокое качество продукции, повысив тем самым надежность и ресурс изделий в целом.

Под ударной вязкостью понимают работу удара, отнесенную к начальной площади поперечного сечения образца в месте концентратора напряжения. Ударная вязкость является интегральной характеристикой, содержащей работу зарождения трещины и работу распространения вязкой трещины. Чем больше работа распространения вязкой трещины, тем меньше возможность внезапного хрупкого разрушения. Как и ожидалось, испытания на ударную вязкость показали, что образцы с поверхностной ультразвуковой обработкой имеют большее значение $KCU = 760 \text{ кДж/м}^2$, чем исходные после стандартной термической обработки ($KCU = 590 \text{ кДж/м}^2$). Это связано с тем, что в результате интенсивной пластической деформации происходит существенная модификация поверхностного слоя, приводящая к увеличению прочностных характеристик стали.

Выявлено, что на глубине до 10 мкм от поверхности формируется субзеренная структура в результате фрагментации и дробления кристаллов исходного мартенсита от $d = 7\text{--}10 \text{ мкм}$ до размера структурных элементов $d = 50\text{--}75 \text{ нм}$, характеризующаяся более высокой концентрацией дефектов (поперечный размер реек при этом составляет $h_p = 5\text{--}7 \text{ нм}$). Одновременно, вследствие роста плотности дислокаций в поверхност-

ном слое, растет его микротвердость до $H_V = 5.1$ ГПа по сравнению с исходным материалом после термической обработки ($H_V = 4.1$ ГПа). При этом пластичность увеличивается на 4 %, а предел прочности $\sigma_B = 1650$ МПа остается неизменным. Создание упрочненной поверхности с сохранением вязкой сердцевины деталей крайне важно для обеспечения достаточного сопротивления циклическим нагрузкам.

Фрактографический анализ поверхностей изломов показал, что в образцах после поверхностного ультразвукового деформирования формируется градиентная структура, состояние которой изменяется по мере удаления от поверхности. При этом реализуется внутризеренное ямочное разрушение с ямками различной величины. В области, близкой к поверхности, ямки более мелкие и однородные, что свидетельствует о создании тонкого высокопрочного слоя, который является защитным и препятствует развитию пластической деформации в основной объем металла. В последнем наблюдается вязкое разрушение с глубокими ямками. Выявлено, что зона вязкого разрушения занимает большую площадь, чем область долома. Это является свидетельством того, что образец после зарождения трещины может работать еще довольно длительное время.

Особенности деформационной структуры чистого алюминия при усталостных испытаниях с одной закрепленной поверхностью

Сурикова Н.С.^{1,2}, Панин В.Е.¹, Елсукова Т.Ф.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, 634003, Россия, surikova@ispms.tsc.ru

Проведено исследование эволюции структуры и механизмов интенсивной пластической деформации высокочистого алюминия на микро- и мезомасштабном уровне в условиях многоциклового усталости с одной закрепленной поверхностью [1]. Уникальный способ интенсивной пластической деформации позволяет получать на образцах алюминия сверхвысокие степени деформации без достижения разрушения и изучать нормальное к плоскости образца распределение пластического течения, в отличие от традиционно используемых методов интенсивной пластической деформации, таких как равноканальное угловое прессование, деформация в наковальнях Бриджмена и глубокая прокатка.

В экспериментах фольги высокочистого поликристаллического алюминия А999 (отожженные при 513 К, 15 мин) толщиной $t = 70\text{--}190$ мкм наклеивали на плоские образцы наклепанного технического алюминия А7

и подвергали знакопеременному изгибу с амплитудой ± 1 мм и частотой 430 мин^{-1} при $T = 293 \text{ К}$. Условия деформации были подобраны таким образом, чтобы подложка нагружалась упруго, а фольга — пластически. Исходный размер зерна в фольге составлял $d_{\text{ср}} \sim 200 \text{ мкм}$. После проведения испытаний по циклированию двухслойных образцов, деформированные фольги алюминия А999 отклеивали от подложки и изучали металлографическую картину следов деформации на лицевой и оборотной поверхности фольги. Тонкую структуру деформированных фольг чистого Al проводили методами световой и электронной просвечивающей микроскопии аналогично [1].

Металлографические и электронно-микроскопические исследования деформационной структуры образцов Al показали высокую неоднородность распределения деформации как в плоскости фольги алюминия, так и в направлении нормальном к ней. Несмотря на это, удалось установить последовательность формирования дефектной структуры в алюминии, деформированном до $N \sim 5 \cdot 10^6$. При небольших степенях деформации до $N \sim 10^2-10^4$ в отдельных зернах материала наблюдаются разные структурные состояния: отдельные дислокации с векторами Бюргера $\mathbf{b} = 1/2a\langle 110 \rangle$ в плоскостях первичного сдвига $\{111\}$, дислокационные сетки, хаотически распределенные скопления дислокаций и слабо ориентированная ячеистая структура. В интервале деформаций $N = 10^5-10^6$, когда в поверхностном слое алюминиевой фольги начинает развиваться экструзия материала, происходит качественное изменение внутренней структуры с образованием малоугловых деформационных границ, субзерен, полос локализованной деформации и объемов материала с дипольными и мультипольными разориентировками.

Дальнейшее накопление деформации приводит к формированию в материале структурного состояния, которое характеризуется сложным слоистым квазипериодическим распределением «доменов» с мультипольными разориентировками кристаллографических плоскостей. Оценка компонент кривизны отражающих плоскостей и величины локальных внутренних напряжений в доменах дает значения $\chi_{ij} \approx 3-6$ градус/мкм и $\sigma_{\text{лок}} = 160-280 \text{ МПа} \approx G/200-G/100$ (G — модуль сдвига в алюминии). Развитие таких структур можно классифицировать как механизмы фрагментации сильнонеравновесного материала на субмикро- и наноразмерном масштабном уровне.

Литература

1. Панин В.Е., Сурикова Н.С., Елсукова Т.Ф., Егорушкин В.Е., Почивалов Ю.И. Наноструктурированные фазовые границы в алюминии при циклической интенсивной пластической деформации // Физ. мезомех. — 2009. — Т. 12. — № 6. — С. 5–15.

Разномасштабность локализации пластической деформации в монокристаллах металлов и сплавов с ГЦК-решеткой

Теплякова Л.А., Старенченко В.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия, lat168@mail.ru

Локализация пластической деформации на разных масштабно-структурных уровнях всегда сопровождается пластическим формоизменением металлических монокристаллов. Конкретные формы ее проявления зависят от многих факторов, как внешних (способ нагружения, форма и ориентация кристалла, температура и скорость нагружения), так и внутренних (параметры структурно-фазового состояния). В отличие от металлических материалов с развитой дефектной структурой и/или содержащих включения дисперсных фаз, в которых масштабно-структурные уровни деформации и разрушения определяются исходной структурой, в сравнительно чистых монокристаллах металлов и сплавов масштабно-структурные уровни деформации формируются в ходе пластического течения. В последние два десятилетия получен целый ряд экспериментальных данных, позволяющий провести обобщение закономерностей разномасштабной локализации пластической деформации в монокристаллических металлах (алюминий, никель, медь) и сплавах с ГЦК-структурой (Ni_3Fe , Cu-Al , Ni_3Ge и др.).

Немаловажной проблемой для обобщения вышеназванных закономерностей стали терминологические расхождения разных авторов при описании закономерностей деформационного рельефа. В настоящей работе проведен критический анализ используемой в научной литературе терминологии и предложена система терминов, позволяющая, на наш взгляд, устранить имеющуюся терминологическую неоднозначность. Введена более детальная классификация экспериментально наблюдаемых структур деформационного рельефа. По мере уменьшения масштаба используется следующий список структур:

- пачка следов скольжения на макроуровне — макропачка следов;
- пачка следов скольжения на первом, втором и т.д. мезоуровне — мезопачка следов соответствующего мезоуровня;
- след скольжения на соответствующем масштабно-структурном уровне.

Этой поверхностной картине скольжения соответствуют сдвиги в объеме. Для характеристики объемных сдвигов использована следующая терминология:

– объемный сдвиг, соответствующий макропачке следов скольжения, был назван макрозоной сдвига;

– объем, охваченный локализованной сдвиговой деформацией на первом, втором и т.д. мезоуровне и соответствующий наблюдаемым в деформационном рельефе мезопачкам следов скольжения на этом уровне, будет называться мезозоной сдвига 1-го, 2-го и т.д. уровня;

– объем, в котором локализация деформации происходит на микроуровне, в рамках данной классификации является зоной сдвига.

В общем случае число наблюдаемых масштабно-структурных уровней, наблюдающихся в иерархически организованной системе скольжения, может определяться несколькими причинами. Одна из них — это технические возможности приборов наблюдения. Другая определяется физической природой деформируемого материала. Например, иерархичность картины следов скольжения ярко выражена в сплавах с ближним атомным порядком и много меньше в твердых растворах с высокой энергией упорядочения. Иерархичность системы следов скольжения отражает иерархию локализации пластической деформации на разных масштабно-структурных уровнях. При этом каждый масштабно-структурный уровень имеет свою картину локализации деформации. Ее характерные черты связаны с действием физических механизмов, различных на разных масштабно-структурных уровнях. В частности, на макроуровне локализация деформации может быть связана с действием макроконцентраторов напряжений и последующей эстафетной инициацией релаксации напряжений посредством включения в деформацию других (смежных) систем плоскостей скольжения.

Масштабные уровни бимодального распределения усталостной долговечности титановых сплавов

Шанявский А.А.

Государственный центр безопасности полетов, Шереметьево-1,
Московская обл., 141426, Россия, shananta@stream.ru

Физическая мезомеханика доказала, что основным аккумулятором энергии металла при циклическом нагружении является поверхность, поскольку зарождение трещин на разных масштабах реализуется в поверхностном слое как у полностью открытой синергетической системы. Поэтому очевидна необходимость создания особого состояния поверхностного слоя металла, препятствующего быстрому накоплению дефектов до критического уровня. Фундаментальным представлением об усталостной прочности материала является одномодальная диаграмма Веллера.

Вместе с тем, опыт эксплуатации элементов авиационных конструкций, в частности дисков компрессоров двигателей из титановых сплавов, показал, что распределение усталостной долговечности по наработке в эксплуатации имеет бимодальный характер в области мезомеханики. Вторая мода отражает поведение материала в соответствии с кривой Веллера, устанавливаемой в стандартных условиях опыта при треугольной форме цикла нагружения. Первая мода — меньшая долговечность — проявление чувствительности титановых сплавов к условиям их нагружения с выдержкой под нагрузкой. Следовательно, физическая сущность бимодального распределения долговечности бездефектного титанового сплава заключена в самоорганизованной смене механизма разрушения при смене формы цикла внешнего воздействия — разрушение происходит с пониженным уровнем поглощаемой энергии квазихрупко.

Применительно к лопаткам компрессора, изготавливаемым из титановых сплавов, бимодальное распределение усталостной долговечности реализуется в области наработок 10^7 – 10^{10} единичных циклов наработки при частотах колебаний от 500 до 3000 Гц. В этом случае вторая мода с большей долговечностью отвечает за самоорганизованный переход в разрушении материала под поверхность. Разрушение также происходит квазихрупко.

В докладе последовательно рассмотрена проблема бимодального распределения усталостной долговечности титановых сплавов на разных масштабных уровнях в области мало-, много- и сверхмногоциклового усталости. Предложен механизм ротационной неустойчивости разрушаемого единичного элемента структуры — фазы сплава, теряющей прочность под действием сжатия и скручивания/сдвига в результате существования в металле остаточных напряжений и диффузии элементов газовой среды, всегда присутствующей в сплаве. Показана единая физическая природа накопления повреждений в титановых сплавах для бимодального распределения усталостной долговечности на всех масштабных уровнях.

Теоретическое и экспериментальное исследование разрушения защитных покрытий на пластичной подложке при варьировании геометрии границы раздела

*Юсиф С.А.К.¹, Панин С.В.^{1,2}, Люшкин П.А.², Сергеев В.П.²,
Куприянов С.Н.¹, Алхимов А.П.³*

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050, Россия, salahyussif@gmail.com

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

³ Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия

Перспективным направлением повышения механических свойств и эффективности сопротивления воздействию механических и термических воздействий в материалах с покрытиями является формирование неплоской границы раздела «покрытие – основа». В рамках физической мезомеханики проводились как теоретические, так и экспериментальные исследования этого вопроса. Автор [1] предложил иерархическую модель для моделирования деформации и разрушения гетерогенных композиционных материалов. В частности, им рассмотрены процессы деформации и разрушения, развивающиеся в композиционном материале при растяжении на интерфейсе «покрытие – подложка», имеющем зубчатую структуру. Показано, что при увеличении количества зубцов в процессе пластической деформации также увеличивается число концентраторов напряжений. Однако их взаимодействие между собой, реализуемое через распространение полос локализованного сдвига, исключает распространение процессов локализации деформации на все поперечное сечение образца.

В настоящей работе экспериментально и теоретически исследовано влияние геометрии границы раздела «покрытие – подложка» на степень растрескивания покрытия, вызванного термическим и механическим нагружением системы. Для моделирования процессов разрушения (отслоения) покрытия предложен алгоритм, основанный на оценках величины сдвиговых напряжений в пластичной медной подложке и нормальных напряжений в керамическом покрытии Al_2O_3 . Введен так называемый «разрушенный элемент сетки», в котором интенсивность напряжений превысила предел прочности керамического покрытия. Показано, что удельная доля разрушенных элементов сетки для неплоского профиля ниже, чем для плоского случая. Параметрические исследования разрушения покрытия при термическом и механическом нагружении показали, что в первом случае удельная доля разрушенных элементов в керамическом покрытии в большинстве случаев значительно выше независимо от профиля интерфейса. Полученные результаты подтверждают

тот факт, что мелкое растрескивание может являться эффективным способом релаксации напряжений в хрупком керамическом покрытии, в результате чего суммарное количество разрушенных и отслоившихся фрагментов покрытия в случае неплоского интерфейса будет существенно ниже, чем при плоском профиле.

В экспериментальном разделе работы проведены исследования закономерности развития пластической деформации на мезомасштабном уровне образцов малоуглеродистой стали с защитными покрытиями, нанесенными методом холодного газодинамического и плазменного напыления. Показано, что в зависимости от соотношения когезионной и адгезионной прочности покрытия характер пластического течения композиции на мезомасштабном уровне может качественно изменяться. Кроме того, геометрию границы раздела «напыленное оплавленное покрытие – пластичная подложка» варьировали путем приложения ультразвуковых колебаний к заготовке в процессе оплавления покрытия. На основании анализа экспериментальных данных, полученных с помощью оптико-телевизионного измерительного комплекса TOMSC, иллюстрируются механизмы пластической деформации, сопровождающие возникновение и релаксацию мезоконцентраторов напряжений на границе раздела «покрытие – матрица», а также влияние характера растрескивания на изменение пластичности и предела прочности композиций.

Литература

1. *Балохонов Р.Р.* Иерархическое моделирование неоднородной деформации и разрушения материалов композиционной структуры // Физ. мезомех. – 2005. – Т. 8. – № 3. – С. 107–128.

Формирование поверхностей износа образцов стали 09Г2С с различным уровнем дисперсности структурных составляющих

Яковлева С.П., Махарова С.Н., Мордовской П.Г.

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН,
Якутск, 677980, Россия, snmachar@yandex.ru

Известно, что износостойкость не является постоянной величиной для данного материала, а определяется его структурным состоянием и характером многофакторных процессов, протекающих в активном слое при трении. Очевидно, что изучение особенностей формирования поверхностей износа различных типов структуры необходимо для получения стабильных износостойких структурных состояний стали.

Цель работы — изучение износостойкости и особенностей фрикционного разрушения низколегированной стали с различным размером структурных составляющих, в том числе при наличии нанодисперсных карбидных частиц.

Исследована сталь 09Г2С в состояниях после равноканального углового прессования при 20 °С с числом циклов 2, а также с последующим отжигом при 350 и 450 °С (соответственно состояния I, II, III). Испытания на износ в условиях трения скольжения проводились по схеме «диск – палец». Граничная смазка — машинное масло, контртело — диск с газотермическим покрытием из порошка ПР-Н70Х17С4Р4, нагрузка — 170 Н, частота вращения вала — 5 об./с. Массовый износ и параметры микрогеометрии поверхностей трения образцов измеряли поэтапно через определенное число циклов трения (всего 36000 циклов), один цикл соответствует пути трения 0.0196 м. Также фотографировали поверхности трения через 4500, 18000 и 36000 циклов. Рассчитаны автокорреляционные функции профилограмм и их радиусы.

Средний размер ферритных областей стали в состоянии I равен ~5 мкм, в состояниях III и II — ~1.7 мкм; карбидных сфер — ~300–500 (состояние I), ~120 (состояние II) и ~90 нм (состояние III) [1]. Получение субмикроструктурной структуры, упрочненной наночастицами карбидов, обусловило достижение высокопрочного состояния стали, в частности при режиме II $\sigma_T = 985$ МПа, $\sigma_B = 1400$ МПа [1]. Измельчение карбидов значительно улучшило износостойкость по массовому износу — в 2.5–2.75 раза, по интенсивности изнашивания — более чем в 2 раза. Для состояния II на стадии приработки интенсивность изнашивания снизилась в 3.4 раза.

При исследовании эволюции строения и микрогеометрии фрикционных поверхностей стали 09Г2С выявлены основные механизмы повреждения и особенности кинетики изнашивания, указывающие на существенные различия в природе формирования трибологической прочности стали в зависимости от уровня дисперсности структурных элементов. Более высокие значения радиусов автокорреляционных функций для наноструктурированной стали указывают на взаимосвязанную трибодеструкцию относительно протяженных соседних участков активного слоя. Предположено, что трибонагрузка в таком материале воспринимается весьма объемными структурными мезообразованиями. Интересным представляется тот факт, что, несмотря на начальные различия в характере и механизмах изнашивания, начиная с числа циклов 22500, все три состояния стали имеют близкие радиусы автокорреляционных функций. Это может означать, что существует определенный масштаб структурной организации, отвечающий стадии устойчивого изнашивания данной стали в данных условиях трибонагружения.

Выявлено различие износостойкости, доминирующих механизмов и кинетики износа стали 09Г2С в зависимости от уровня дисперсности структурных элементов. Получение гетерогенной структуры «субмикронная ферритная матрица – наноразмерная карбидная фаза» в несколько раз повысило износостойкость стали при использованных условиях испытаний, очевидно, благодаря ее способности к самоорганизации в виде динамических мезообъемных образований с высоким сопротивлением развитию процессов трибодеструкции.

Авторы благодарят к.т.н. Г.Г. Винокурова и к.т.н. Н.Ф. Стручкова за помощь в проведении испытаний на износ и в профилометрировании.

Литература

1. *Yakovleva S.P., Makharova S.N., Sleptsov O.I., Borisova M.Z.* Physical and mechanical properties of low-alloyed steel with nanosized structure elements // *Rare Metals*. – 2009. – V. 28. – P. 906–908.

Секция 2. Компьютерное конструирование материалов

Колебательные свойства кластеров меди ($n = 3, 4, 6, 9, 10$) на поверхности Cu(111)

Борисова С.Д., Русина Г.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
svbor@ispms.tsc.ru

Изучение и описание роста кристаллов имеет, кроме теоретического интереса, важное технологическое применение. Понимание роста пленок позволяет контролировать процессы их получения. На ранних стадиях эпитаксиального роста адатомы образуют островки и с увеличением степени адсорбции плотность островков увеличивается. Известно, что при адсорбции адатомы оседают не только на подложку, но и сверху на существующие кластеры. С использованием межатомного потенциала взаимодействия, полученного в приближении сильной связи, исследованы колебательные свойства кластеров меди при увеличении размеров кластера от трех до десяти атомов. Результаты расчетов колебательных состояний данных кластеров меди, адсорбированных на поверхности Cu(111), показали, что для всех рассмотренных кластеров появляются низкочастотные FT- и FR-моды, представляющие собой синхронное смещение всех адатомов в одну сторону, и синфазные поворотные смещения адатомов, образующих треугольники. С увеличением размера кластера FT- и FR-моды уменьшаются по энергии, а интенсивность их возрастает. С увеличением числа слоев в кластере величина смещения возрастает от нижнего слоя к верхнему. Для объемных кластеров Cu₉ и Cu₁₀ наблюдается взаимный разворот адатомов одного слоя относительно адатомов другого слоя. Для кластера Cu₁₀, имеющего остrokонечную форму, в низкочастотной области появляются колебания, представляющие противофазные послойные сдвиговые смещения адатомов. Для всех рассмотренных кластеров, симметрия которых совпадает с симметрией подложки, моды, наблюдаемые после адсорбции на поверхность, наследуют колебания свободных кластеров, изменяясь за счет взаимодействия с подложкой, и, так как частота колебания свободных кластеров совпадает с частотой объемных колебаний, происходит их делокализация. Для кластеров, имеющих плоский верхний атомный слой (6 или 3 адатома), картина локальной плотности состояний изменяется незначительно. Тогда как для кластеров, имеющих остrokонечную форму, происходит увеличение симметрии кластера и существенное изменение локальной плотности состояний.

Математическая модель неупругого деформирования ГЦК-поликристаллов на базе несимметричной физической теории пластичности

Волегов П.С., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, 614990, Россия, srosinc@mail.ru

Многие проблемы физических теорий пластичности, построенных на симметричных мерах напряженного и деформированного состояния, до сих пор остаются неразрешенными (внесение не соответствующих кристаллографии систем скольжения в определение симметричного ориентационного тензора; неединственность определения активных систем скольжения, возникающая в упругопластических моделях; вопросы описания ротаций при интенсивных пластических деформациях поликристалла). Отдельным вопросом физических теорий является описание упрочнения; как правило, вопрос о физике механизмов упрочнения в большинстве работ не рассматривается. Вместе с тем законы упрочнения отражают изменения в дислокационной структуре деформируемого материала, поэтому в этих соотношениях важно учитывать по возможности большее число механизмов неупругого деформирования на микроуровне.

Таким образом, актуальным является построение математических моделей процессов неупругого деформирования поликристаллов, учитывающих несимметрию мер напряженного и деформированного состояния и описывающих эволюцию микро- и мезоструктуры материала в части разворотов кристаллических решеток зерен, фрагментации и упрочнения.

Целью работы является построение математической модели неупругого деформирования ГЦК-поликристаллов на базе физической теории пластичности, в которой не используется симметризация мер напряженного и деформированного состояний, а также их скоростей. Вводится несимметричная мера деформации скорости. Для нее определяется разложение на обратимую и необратимую составляющие; тензор напряжений Коши используется без дополнительной гипотезы о его симметрии. В общем случае формулируется модифицированный вид несимметричного закона Гука. В анизотропном случае устанавливается количество ненулевых независимых компонент тензора упругих свойств, с помощью методов молекулярной статики получено приближение для несимметричных компонент тензора упругих свойств. Для верификации модели проведены численные эксперименты по сравнению теорий, построенных на симметричных и на несимметричных мерах. Результаты

численного моделирования показывают, что даже незначительное расхождение вновь появляющихся упругих констант c_{1212} и c_{1221} существенно влияет на кривые нагружения моно- и поликристалла. Формулируются основные положения несимметричной упруговязкопластической физической теории для моно- и поликристалла.

Для описания ротации кристаллических решеток зерен предлагается аддитивное разложение поворота на обратимую и необратимую составляющие с соответствующими определяющими соотношениями. Введены моментные напряжения, появление которых связывается с несовместностью пластических сдвигов в соседних зернах, второй причиной разворотов является несимметрия напряжений. Разработан алгоритм определения формы и размеров элементов ротации — объемов материала, в данный момент деформирования испытывающих развороты. Предложен способ описания эволюции ориентаций решеток зерен, как следствия несовместности пластических деформаций в соседних элементах ротации, а также несбалансированных усилий на границе элемента ротации вследствие несимметрии тензора напряжений Коши.

Рассматриваются некоторые физические механизмы упрочнения, предлагается разделение упрочнения на неориентированное и ориентированное. Первое описывает упрочнение независимо от направления деформирования (образование жгутов, кос, барьеров Ломера–Коттрелла); такое упрочнение приводит к увеличению критического напряжения сдвига сразу на многих систем скольжения. Второе связано с накоплением упругой энергии на «поджатых» дислокациях (на различных барьерах), эта энергия может высвободиться при развороте направления деформирования. Запасаемую на микродефектах энергию, в свою очередь, можно разделить на два типа: не высвобождаемая на микро- и мезодеформациях и высвобождаемая. Доля «высвобождаемости» зависит от сложности нагружения. Это разделение учитывается, например, при описании эффекта Баушингера.

Полученные результаты моделирования одноосных нагружений моно- и поликристаллических образцов с использованием предложенных дополнительных слагаемых в законе упрочнения хорошо согласуются с известными теоретическими и экспериментальными результатами. Результаты моделирования (в том числе эволюция функции распределения ориентаций решетки) для поликристалла при нагружениях, соответствующих осадке, стесненной осадке и равноканальному угловому прессованию, находятся в удовлетворительном соответствии с опытными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №№ 10-08-96010-п_урал_a, 10-08-00156-а).

Моделирование процесса квазипластичной обработки поверхности лейкосапфира

Гридин О.М., Теплова Т.Б., Могирева Е.С., Соловьев В.В.

Московский государственный горный университет, Москва, 119991, Россия,
gridinom@yandex.ru

В настоящее время особое значение приобретает качество обработки поверхности с минимизацией отходов сырья для применения кристаллической формы минералов, в том числе алмаза и лейкосапфира, в микроэлектронике при изготовлении подложек интегральных микросхем. Все более жесткими становятся требования к качеству поверхности (нанометровая шероховатость и минимум дефектов, привнесенных технологическим процессом обработки).

Традиционным способом обработки твердых хрупких материалов (в том числе кристаллов) является механическое шлифование свободным и связанным абразивом. После такой обработки получают заготовки с шероховатостью поверхности около 200 нм и нарушенным подповерхностным слоем. Для достижения необходимой шероховатости при изготовлении подложек применяются операции полирования и травления заготовки в агрессивных средах. При таком способе проблематично достижение стабильно повторяющихся параметров процесса обработки, высок процент брака интегральных микросхем, связанного с обработкой поверхностей подложек.

Перспективным способом получения высококачественной поверхности твердых хрупких кристаллических материалов нанометрового рельефа является удаление поверхностного слоя в режиме квазипластичности.

Наиболее существенным при удалении поверхностного слоя материала в режиме квазипластичности является влияние теплового фактора. Его рост при жестком закреплении образца будет приводить к необходимости снижения начального усилия прижима, что обусловлено тепловым расширением образца и увеличением подвижности дефектов в энергетической области квазипластичного разрушения.

При рассмотрении тепловых процессов, сопровождающих обработку в режиме квазипластичности, нами разработаны критериальные зависимости, определяющие условия, при которых процесс обработки не будет переходить из области квазипластичности в область хрупкого разрушения.

При проведении экспериментальных исследований наблюдался явный перегрев места контакта инструмента с материалом непосредственно под шлифовальным кругом, в то время как тепловизионный контроль показывал незначительный нагрев поверхности при выходе материала из

контакта с инструментом. Проведение теоретических исследований позволило сделать вывод о том, что основная часть энергии, затраченной на микрошлифование материала в режиме квазипластичности расходуется в поверхностном слое, что приводит к его значительному перегреву. Фактически поверхностный слой можно представить как микронный слой другой подвижной температурно- и механически-модифицированной фазы в условиях нестационарного ограниченного теплообмена с основной массой материала и с обрабатывающим инструментом.

Такой вывод подтверждается численными решениями соответствующей математической модели. Результатом исследований явилась уточненная система критериев и формулировка условий их применения. Например, критерий хрупкого термического разрушения можно применять только для подповерхностного слоя, и критическая температура означает возможность распространения дефектов вглубь образца обрабатываемого материала. Оценка минимального размера шероховатости, которую возможно получить на используемом оборудовании, исходит из технически достижимой подачи шлифовального круга по вертикали.

При соответственном подборе режимов обработки, руководствуясь разработанными критериями, можно обрабатывать твердые хрупкие материалы таким образом, чтобы устранить негативное влияние теплового расширения материала при поверхностной обработке и получить высококачественную поверхность нанометрового рельефа. Экспериментальная обработка в режиме квазипластичности позволила получить плоские поверхности поликристаллических алмазов с шероховатостью $R_a = 18$ и 2.5 нм и плоские поверхности монокристаллов лейкосапфира с шероховатостью $R_a = 2$ нм

Перераспределение элементов в двухслойном образце при воздействии наносекундного теплового импульса

Демидов В.Н.¹, Князева А.Г.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050, Россия, anna-knyazeva@mail.ru

В настоящее время для модификации поверхностных свойств материалов и покрытий используются источники с высокой концентрацией энергии и малой длительностью воздействия. Это обеспечивает уникальные свойства материалов, позволяя управлять изменением свойств в поверхностных слоях, не изменяя объемных свойств. Экспериментальные исследования позволяют описать свойства получившегося материала, но динамика процесса при этом остается неисследованной. Традици-

онные теории здесь непригодны. Так для малых времен длительности импульса, сравнимых со временем релаксации системы к термодинамическому равновесию, большую роль играют волновые процессы, с которыми связаны особые механизмы переноса тепла и массы. В настоящей работе для описания процесса перераспределения элементов в условиях интенсивного теплового воздействия предложена динамическая модель, учитывающая конечность времени релаксации тепла и массы, а также связанный характер физических и механических процессов. Источник энергии ассоциируется с лазерным импульсом (тогда мы говорим о поверхностном источнике) или с потоком электронов (тогда мы говорим об объемном энерговыделении). Прототипом модели являются модели термоупругой диффузии, которые активно изучаются в зарубежной литературе. Задача решается численно. Исследуется эволюция упругих, тепловых и концентрационных волн при варьировании свойств слоев и параметров воздействия.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (госконтракт № 16.740.11.0122).

Исследование влияния сорбционных процессов на напряженное состояние и разрушение образцов угля

Димаки А.В., Дмитриев А.И., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
dav@ispms.tsc.ru

Известно, что наличие адсорбированного газа в материале угольного пласта оказывает существенное влияние на отклик и разрушение породы. Ряд авторов называют наличие адсорбированных газов причиной внезапных выбросов газопылевой смеси, возникающих в ходе выработки пласта. В связи с этим детальное изучение отклика газонасыщенных угольных пластов в различных условиях нагружения представляет значительный научный и практический интерес. Авторами настоящей работы в рамках метода гибридных клеточных автоматов проанализировано влияние адсорбированного газа и давления внешней газовой атмосферы на механический отклик образцов бурого угля (лигнита) при одноосном сжатии.

Метод гибридных клеточных автоматов объединяет в себе методы подвижных и классических клеточных автоматов. В рамках формализма метода подвижных клеточных автоматов моделируются деформация и разрушение твердого каркаса под влиянием механической нагрузки. Материал представляется ансамблем частиц (подвижных автоматов) конечного размера, взаимодействующих по определенным правилам, обеспе-

чивающим возможность описывать как сплошной материал, так и процессы разрушения в нем, вплоть до фрагментации и взаимодействия этих фрагментов как сыпучей среды. На сеточном слое для описания перераспределения давления и концентрации газа в системе открытых и закрытых пор применяется диффузионно-фильтрационная модель переноса газа. В рамках этой модели процесс переноса газовой фазы в трещинах и каналах материала, а также газообмен между материалом и окружающей средой представляются в виде суперпозиции процессов фильтрации и диффузии. Фильтрация описывается нелинейным законом Дарси для идеального газа, процесс диффузии считается подчиняющимся закону Фика. Взаимосвязь между сеточным слоем и слоем подвижных клеточных автоматов осуществляется путем проецирования решения задачи с одного слоя на другой при помощи переноса соответствующих свойств твердого каркаса на узлы сетки и обратного переноса значений плотностей и давлений газообразной фазы с твердого каркаса на подвижные клеточные автоматы. В рамках предложенного подхода модельный шаг по времени разбивается на два подшага, на одном из которых решается «механическая» задача, а на другом «газовая». В случае, когда характерные времена протекания процессов на «механическом» и «газовом» слоях модели значительно различаются, на один шаг «газовой» задачи может приходиться несколько шагов «механической».

Согласно полученным результатам, даже незначительное увеличение давления с 0 до 0.1 МПа оказывает заметное влияние на механический отклик образцов угля, имеющих невысокую прочность. Происходит изменение эффективной прочности и предельной деформации образцов, а также меняется картина разрушения. В присутствии газовой атмосферы происходит рост количества мелких повреждений в образце на финальной стадии разрушения, что соответствует росту фрагментации и может провоцировать внезапные выбросы газопылевой смеси.

Несмотря на то, что разработанная модель является достаточно простой, адекватный выбор модельных параметров, определяющих как механический отклик материала, так и сорбционные процессы, позволил получить результаты, хорошо согласующиеся с экспериментальными данными. Это подтверждает физическую корректность постановки задачи и адекватность использованного описания основных процессов, имеющих место в моделируемой системе.

Молекулярно-динамическое исследование процесса нановыглаживания кристаллических тел

Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Кузнецов В.П.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
dmitr@ispms.tsc.ru

¹ Курганский государственный университет, Курган, 640000, Россия

Исследование структурных изменений, происходящих в поверхностном слое материала непосредственно в процессе выглаживания, представляется крайне сложной задачей. В этой связи методы численного моделирования могут являться важным дополнением к экспериментальным исследованиям. До недавнего времени основные закономерности формирования поверхностного слоя деталей машин при упрочнении обкатыванием и алмазным выглаживанием рассматривались в рамках статических и квазистатических постановок задач. Так, в работе [1] применен метод координатных сеток, который с позиции механики деформируемых сред и теории обработки металлов давлением позволяет анализировать изменение напряженно-деформированного состояния изотропного материала в области контакта индентора с выглаживаемой поверхностью. Однако такие модели, основанные на методах механики сплошных сред, не позволяют полностью раскрыть механизмы структурных перестроек в поверхностном слое материала. Поэтому целью настоящих исследований было изучение зарождения и развития структурных дефектов при моделировании процесса нановыглаживания методом молекулярной динамики.

Для изучения особенностей процесса нановыглаживания в качестве модельного материала был выбран кристаллический материал со свойствами меди. Вычисления были проведены на многопроцессорном кластере Skif Cyberia с помощью программного пакета LAMMPS. Результаты исследований показали, что в объеме образца при моделировании процесса выглаживания возникают многочисленные дефекты структуры. Это дислокации, стенки дислокаций, дефекты упаковки. В процессе движения индентора их число растет и они распространяются от поверхности в объем материала. Тем самым в результате пластической деформации формируется модифицированный поверхностный слой, обладающий свойствами отличными от свойств материала в объеме. Формирование многочисленных дефектов в поверхностном слое означает также возможность поверхностной нанофрагментации и формирования нанозеренной структуры.

Полученные результаты моделирования хорошо согласуются с данными экспериментальных исследований, выполненных при помощи сканирующего микроскопа Tescan Mira 3 LMU в лаборатории конст-

рукционного материаловедения Института машиноведения УрО РАН (г. Екатеринбург) [2].

Литература

1. Смелянский В.М. Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с.
2. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Киряков А.Е. Экспериментальные исследования формирования поверхностного слоя деталей при финишной обработке выглаживанием на токарно-фрезерных центрах // Современные проблемы машиностроения: Труды V Межд. научн.-техн. конф. – Томск, 2010. – С. 571–576.

***T*-*x*-*y*-диаграмма для конструирования гетерогенных материалов в системе Cd–Pb–Sn**

Зеленая А.Е., Луцык В.И., Насрулин Э.Р.

Отдел физических проблем, Бурятский научный центр СО РАН,
Улан-Удэ, 670047, Россия, vluts@pres.bsnet.ru

Фазовая диаграмма может быть эффективным инструментом при дизайне микроструктур гетерогенных материалов [1]. Для этого разрабатывается ее компьютерная модель [2], входными данными которой служат согласованные с экспериментом результаты расчета. Само по себе термодинамическое моделирование может давать весьма скудные сведения, не лишенные противоречий [3]. А в многократно исследованной системе Cd–Sn–Pb [4–6] до недавнего времени данные расчета и эксперимента трактовались применительно к неправильным топологическим типам фазовой диаграммы.

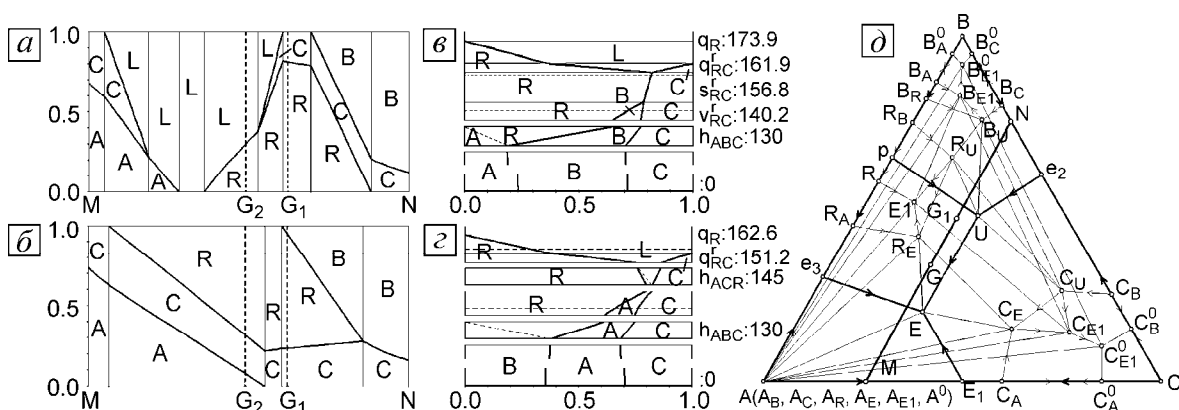


Рис. 1. Матбалансы при 155° (а) и 135° (б) для сплавов G₁ (в) и G₂ (г) на разрезе MN (д) прототипа системы Cd–Sn–Pb с разложением инконгруэнтного соединения AB_n ниже 130°

Располагая матбалансами компонентов, фаз и микроструктурных конгломератов (рис. 1), можно не только рассматривать пути кристаллизации (их считают весьма сложными даже при образовании единственного инконгруэнтного тройного соединения [7]), но и анализировать результаты конкуренции кристаллов различной дисперсности в невариантных четырехфазных реакциях и на перитектических этапах моновариантных реакций [8] в так называемых системах с трансформациями [9].

Литература

1. Луцык В.И. Компьютерное конструирование многокомпонентных систем по уравнениям границ однофазных областей (гетерогенный дизайн) / Дис. ... докт. хим. наук. – Иркутск: ИГУ, 1997.
2. Lutsyk V.I., Zelenaya A.E., Zyryanov A.M. // *Crystallography Reports*. – 2009. – V. 54. – P. 1300–1307.
3. Dinsdale A.T., Watson A., Kroupa A. et al. *Atlas of phase diagrams for lead free soldering*. – Czech Rep., 2008. – V. 1. – 277 p.
4. Zhou W., Song L., Wu F., Zhao M. // *J. Less-Common Metals*. – 1990. – V. 158. – P. 81–88.
5. Osamura K., Du Z. // *J. Phase Equilibria*. – 1993. – V. 14. – P. 206–213.
6. Zhou W., Shen Z. // *J. Alloys Compounds*. – 1994. – V. 215. – P. 55–61.
7. Danek V. *Physics-Chemical Analysis of Molten Electrolytes*. – Elsevier, 2006. – 464 p.
8. Lutsyk V.I., Nasrulin E.R. The competition of primary and eutectic crystals in invariant reactions // *Crystallography Reports*. – 2010. – V. 55. – No. 7.
9. Халдоянуди К.А. Фазовые диаграммы гетерогенных систем с трансформациями. – Новосибирск: ИНХ СО РАН, 2004. – 382 с.

Моделирование синхронного диспергирования металлических проволочек

Зольников К.П., Абдрашитов А.В., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kost@ispms.tsc.ru

В настоящее время одной из перспективных технологий синтеза наночастиц заданного композиционного состава является метод электро-теплового импульсного диспергирования. Этот метод позволяет получать композиционные наночастицы, состоящие из кристаллитов нескольких металлических или неметаллических фаз, что придает им дополнительные новые свойства.

В данной работе проведено молекулярно-динамическое моделирование особенностей формирования наночастиц при синхронном диспер-

гировании металлических проволочек, имеющих кристаллическую структуру. Для описания межатомного взаимодействия использовались потенциалы, рассчитанные в рамках метода погруженного атома. Используемые потенциалы позволили с хорошей точностью описать поверхностные свойства, энергетику дефектов структуры, упругие характеристики и ряд других свойств, которые важны для моделирования процесса высокоскоростного разрушения металлических проволочек. В результате высокоскоростного разогрева происходило разрушение металлических проволочек, сопровождавшееся образованием наночастиц. В работе исследовано влияние скорости нагрева, распределения температуры по сечению образца и расстояния между синхронно диспергируемыми металлическими проволочками на структуру формируемых наночастиц. Считалось, что атомы принадлежат одной наночастице при условии, что расстояние между ближайшими атомами меньше некоторого порогового расстояния.

Релаксация диспергированной проволочки методом искусственного демпфирования показывает, что в моделируемой системе могут формироваться достаточно крупные кластеры, многие из которых имеют сложную форму с множеством тонких перемычек. Формирование кластеров с такой сложной формой при более реалистичной процедуре охлаждения должно привести к формированию наноразмерных частиц с блочной внутренней структурой.

На основании проведенных расчетов можно заключить, что высокоскоростное тепловое импульсное воздействие на кристаллический образец может приводить к значительному увеличению его объема без нарушения сплошности. Такое поведение кристаллического образца может быть обусловлено меньшей скоростью аккомодационных процессов внутренней структуры по сравнению со скоростью нагружения. В отсутствии сопротивления окружающей среды процесс разрушения кристаллического образца при диспергировании сопровождается формированием кластеров и газовой фазы. В свою очередь, первоначально сформированные кластеры будут разрушаться на еще более мелкие, и с их поверхности будут испаряться атомы до тех пор, пока их кинетическая температура не станет меньше температуры кипения.

Для более реалистичного моделирования процессов диспергирования металлических проволочек необходимо учесть эффекты вязкого сопротивления окружающей среды. Проведенные расчеты показали, что метод молекулярной динамики может достаточно эффективно использоваться для описания процессов разрушения наноразмерных проволочек. Полученные результаты представляют не только научный, но и практический интерес, в частности они могут быть использованы при разработке научно-технических основ синтеза наноразмерных частиц со

сложным структурно-фазовым составом, обуславливающим новые физико-химические свойства наноматериала.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований Президиума РАН (проект № 21.39).

Теоретическое исследование упругих свойств частиц ГЦК- и ОЦК-монокристаллов от нано- до макроразмеров с помощью дискретного подхода

Зубко И.Ю., Кочуров В.И., Мелентьева О.В., Морозова В.П., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, 614990, Россия, zoubko@pstu.ru

В работе предложена методика идентификации двух параметров потенциала Леннарда-Джонса, описывающего центральное взаимодействие атомов, по двум макроскопическим параметрам — периоду кристаллической решетки и одному упругому модулю металлов с идеальной кристаллической решеткой. В качестве примера приведены результаты для ГЦК- и ОЦК-решеток. Для этого монокристаллический куб с произвольным периодом решетки a подвергался различным видам деформации (простой сдвиг, чистое растяжение-сжатие) и на его гранях в деформированной конфигурации определялись компоненты (в декартовой ортогональной системе координат) сил, действующих на атомы из рассматриваемых граней со стороны всех остальных атомов тела. Полученные силы делились на площади соответствующих деформированных граней куба и по ним с помощью соотношения Коши определялись компоненты тензора напряжений Коши σ без априорного предположения о его симметрии. Показано, что напряженное состояние, получаемое при однородном деформировании исследуемого монокристаллического тела, является однородным за исключением тонкого поверхностного слоя толщиной 3–4 атомных слоя. Пиковое значение возникающих в этом слое сжимающих напряжений растет с увеличением размеров тела, но быстро выходит на горизонтальную асимптоту. Полученные выражения для компонент тензора напряжений раскладывались в степенные ряды по параметру, характеризующему степень деформации (величине сдвига γ или кратности удлинения λ). Независящие от величины параметра деформации коэффициенты при линейных членах полученных рядов рассматривались как искомые упругие модули монокристалла. Были получены аналитические выражения для коэффициентов разложений в степенные ряды до 9 порядка. Эти коэффициенты зависят от параметров потенциала, периода решетки a и числа атомов N на ребре исследуемого

объема. Коэффициенты, стоящие при первых степенях переменных в полученных рядах, в пределе при $N \rightarrow \infty$ приравниваются известным макроскопическим линейным упругим модулям (компонентам тензора C). Показано, что тензор линейно-упругих свойств C , компоненты которого найдены описанным способом, для металлов с кубической решеткой является анизотропным и симметричным. Коэффициенты при последующих степенях не являются симметричными (различаются для разложений компонент σ_{ij} и σ_{ji}). Степенные ряды для недиагональных компонент тензора напряжений Коши, полученные в опыте на простой сдвиг, содержат только нечетные степени параметра сдвига γ , ряды для диагональных компонент тензора напряжений, полученные в опыте на чистое растяжение-сжатие, содержат все степени параметра ($\lambda - 1$). Получено, что период равновесной решетки a^* монокристалла макроскопических размеров ($N \rightarrow \infty$) связан с равновесным расстоянием для изолированной пары атомов α (первый параметр потенциала): $a^* = 1.398\alpha$ для ГЦК-решетки и $a^* = 1.125\alpha$ для ОЦК-решетки. Получено представление второго параметра потенциала Леннарда-Джонса через период решетки a^* и макроскопический модуль сдвига G . Проведена верификация полученных соотношений — остальные упругие постоянные (анизотропные модули Юнга и коэффициент Пуассона), вычисленные с помощью идентифицированных для меди значений параметров потенциала Леннарда-Джонса, отличаются на 2.0–3.5 % от известных экспериментальных значений. Выведены зависимости упругих модулей, периода решетки и плотности от размера образца, показано, что с уменьшением его размеров модули уменьшаются, а равновесное межатомное расстояние растет. Рассчитаны значения модуля сдвига для образцов меди с характерными размерами от 10 нм до 1 см. Полученные результаты могут использоваться для уточненного расчета механических свойств наночастиц, упругий закон для которых, как показано в работе, является анизотропным, а упругие постоянные зависят от размеров частиц.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №№ 10-08-00156-а, 11-01-96033-р-Урал-а).

Численное моделирование методом молекулярной динамики образования струи при косом соударении металлических пластин

Киселев С.П.

Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия, kiselev@itam.nsc.ru

В работе представлены результаты численного моделирования методом молекулярной динамики косоугольного соударения металлических пластин. Исследовалось возникновение и структура струи при симметричном соударении одинаковых пластин из меди и несимметричном соударении пластин из меди и алюминия. Численные расчеты проводились методом молекулярной динамики с использованием многочастичного ЕАМ-потенциала. Геометрические размеры рассчитываемых пластин были подобны натурным, однако их размер был в десять тысяч раз меньше, чем в эксперименте. Если скорость моделируемых пластин совпадает с экспериментом, то, используя Пи-теорему, можно добиться совпадения основных безразмерных параметров в численном расчете и эксперименте. В этом случае рассчитанная картина образования струи близка к наблюдаемой в эксперименте. При симметричном соударении двух одинаковых медных пластин образуется струя, направленная вдоль диагонали угла соударения. Исследованы дозвуковые (по скорости точки контакта) и сверхзвуковые режимы соударения пластин. В режиме дозвукового соударения критическая скорость соударения, при которой происходит образование струи, определяется из условия равенства инерционной и вязкой сил. При сверхзвуковом соударении пластин обратная струя образуется, когда ударные волны отходят от точки контакта. При регулярном отражении ударных волн в точке контакта обратная струя не образуется. При несимметричном по скорости соударении двух одинаковых медных пластин струя распространяется вдоль поверхности пластины, имеющей меньшую скорость соударения. В случае соударения медной и алюминиевой пластин обратная струя образовывалась только в алюминии и распространялась вдоль поверхности меди.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке интеграционного проекта СО РАН № 40 и гранта РФФИ № 11-01-00357-а.

Численное моделирование методом молекулярной динамики деформации и разрушения графена

Киселев С.П., Жиров Е.В.

Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия, kiselev@itam.nsc.ru

Графен — монослой атомов углерода, имеющий гексагональную структуру, обнаруженный в природе в 2004 г. Графен вызывает большой интерес из-за своих электронных и механических свойств. Первые эксперименты показали, что он является самым прочным материалом в природе [1]. В данной работе исследуются механические свойства графена методом молекулярной динамики.

Для описания взаимодействия атомов углерода используется полуэмпирический химический потенциал AIREBO [2].

В численных экспериментах по растяжению графена получены модуль Юнга, коэффициент Пуассона и критическая сила разрушения графена. Исследовано влияние температуры на процессы деформации и разрушения графена, влияние хирального угла кристаллической решетки, краевых эффектов и зажимов. Также изучено влияние модификации поверхности атомами водорода на его деформационные характеристики. Результаты численных расчетов хорошо согласуются с экспериментом [1] и квантовомеханическими расчетами [3].

В результате численных экспериментов по сжатию в плоскости листа графена получены критические силы, при которых графен теряет устойчивость. В результате сравнения с классической теорией устойчивости пластин [4] показано, что потенциалы типа Tersoff (модификацией которого является потенциал AIREBO) недостаточно точно описывает изгибную деформацию в графене.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке интеграционного проекта СО РАН № 40 и гранта РФФИ № 11-01-00357-а.

Литература

1. Lee C., Wei X., Kysar J.W., Hone J. Measurements of the elastic properties and intrinsic strength of monolayer graphene // *Science*. – 2008. – V. 321. – P. 385–388.
2. Stuart, Tutein, Harrison // *J. Chem. Phys.* – 2000. – V. 112. – P. 6472–6486.
3. Яновский Ю.Г., Никитина Е.А., Карнет Ю.Н., Никитин С.М. Квантовомеханическое исследование механизма деформации и разрушения графена // *Физ. мезомех.* – 2009. – Т. 12. – № 4. – С. 61–70.
4. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. – М.: Наука, 1988. – 744 с.

Characterization of the mechanical wear behaviour by using simulation results of movable cellular automata (MCA) method

Kloß H., Österle W., Dmitriev A.I.¹

BAM Federal Institute for Materials Research and Testing, Berlin, D-12205, Germany,
heinz.kloss@bam.de

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science, Tomsk, 634021, Russia

Mechanical wear “is a deformation process producing wear particles by some mechanism of fracture mechanics” [1]. In the process normal and tangential (shearing) forces cause elastic and plastic deformations, generate cracks and form loose wear particles by fracture. Depending on the working conditions, the material properties and the real contact situation (topography), a third body is formed as a mechanical mixed layer, which determines different performance properties such as running-in and steady-state wear behaviour.

For the approach represented here, 2D MCA simulation results will be described by empirical equations which are related to the incubation time (period without wear) and the following running-in wear rate.

To understand the running-in and steady-state wear, the kinetic model equations for mass equilibrium of the third body are useful and are to be included in the investigation.

The mass of the third body is determined by the degradation rate of the first and second body and the ejection rate of particles out of contact as wear [2].

A similar behaviour for the wear rate is described in [3]. The model is based on experimental observations showing that nanocrystalline wear debris is formed during many tribological applications.

References

1. *Halling J.* Towards a mechanical wear equation // J. Lubr. Technol. – 1983. – V. 105. – P. 212–220.
2. *Fillot N., Iordanoff I., Berthier Y.* Simulation of wear through mass balance in a dry contact // Trans. ASME J. Trib. – 2005. – V. 127. – P. 230–237.
3. *Kumar R., Prakash B., Sethuramiah S.* A systematic methodology to characterise the running-in and steady-state wear processes // Wear. – 2002. – V. 252. – P. 445–453.

Математическая модель разложения сланцев под действием переменного электрического поля

Князева А.Г., Маслов А.Л., Мартемьянов С.М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
masloaleksey@rambler.ru

Горючие сланцы имеют промышленное значение как топливо и энергохимическое сырье. В разные периоды сланцы использовали и как энергетическое топливо, и как источник получения жидких продуктов во многих странах, но к середине прошлого столетия сланцевая промышленность как самостоятельная отрасль сохранялась только в СССР и КНР. По данным VII Мировой энергетической конференции (1968 г.), ресурсы смолы в горючих сланцах не меньше мировых запасов нефти и газа. Для некоторых развивающихся стран (Мали, Сомали и др.), бедных энергоресурсами, проблема использования горючих сланцев в настоящее время весьма актуальна. К этой проблеме вернулись и развитые страны.

Один из способов подземной переработки сланцев может быть основан на использовании диэлектрического нагрева. В качестве источника энергии используется высокочастотное электромагнитное поле. При наложении переменного электрического поля в диэлектриках появляется ток смещения, вызванный их поляризацией, и ток проводимости, обусловленный наличием в диэлектрике свободных электрически заряженных частиц. Протекание суммарного тока приводит к выделению тепла. Выделяющаяся удельная мощность пропорциональна напряженности и частоте электрического поля, а также диэлектрической проницаемости и тангенсу угла потерь диэлектрика.

В настоящей работе анализируется двумерная математическая модель термического разложения сланцев, при формулировке которой учтено, что радиусы электродов много меньше расстояния между ними. Кинетика разложения в первом приближении описывается суммарной реакционной схемой, которая приводит к единственному кинетическому уравнению. В уравнении теплопроводности учитываются тепловыделение вследствие электронагрева, потери тепла в окружающем слое вещества, суммарное тепловыделение в реакции. В общем случае электрические и теплофизические свойства — функции температуры, которые требуют экспериментального определения. Но исследование области изменения параметров, в которой возможно достижение температуры начала разложения сланца, целесообразно сначала осуществить в критериальном виде. С этой целью модель была приведена к безразмерной форме. Выделены безразмерные комплексы, дана оценка области их изменения. Двумерная модель исследуется численно. Первые результаты свидетельствуют о том, что принципиально возможно достижение нужных температур за обозримое время.

Компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния компактной костной ткани

Колмакова Т.В.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, kolmakova@ftf.tsu.ru

Человечество всегда волновало качество и продолжительность его жизни. Достижение этой цели, в частности, предполагает создание материалов для искусственных органов и тканей, в том числе материалов для замены костной ткани. Материалы, претендующие на роль костных имплантатов должны обладать биологической совместимостью, т.е. быть нетоксичными, не отторгаться организмом как инородное тело, иметь достаточную пористость для прорастания костной ткани сквозь имплантат. Кроме вышеперечисленных свойств, имплантаты должны обладать близкими к костной ткани структурой, составом и механическими свойствами.

Костная ткань непрерывно изменяется на протяжении жизни человека. Этот процесс получил название ремоделирования или «костного оборота». В течение первых двух десятков лет жизни человека идет процесс моделирования костей скелета, когда кости растут и приобретают присущую им форму. После того как сформировался скелет взрослого человека, кости способны лишь к ремоделированию [1]. Особенность этого физиологического феномена в том, что в многочисленных микроскопических участках поверхности кости возникают явления ее рассасывания (резорбции) и восстановления. Костная структура изменяется с возрастом, адаптируется и модифицируется в зависимости от окружающей механической обстановки. Изменения костной структуры зависят от образа жизни, который ведет человек, его питания, состояния здоровья. Таким образом, для разработки имплантатов актуальным является исследование механического поведения костной ткани с учетом индивидуальных особенностей ее строения.

Работа посвящена моделированию структуры и расчету напряженно-деформированного состояния компактной костной ткани при статическом воздействии. Для расчетов используется конечно-элементный программный комплекс ANSYS.

Костная ткань является биологическим композитом, основу которого составляет органический и минеральный матрикс [1–3]. Основным элементом конструкции компактной костной ткани являются остеоны [2, 3], которые представляют собой конструкцию из 4–20 концентрически расположенных ламелл (цилиндрических оболочек) с разными направлениями и углами навивки коллагено-минеральных волокон. Остеон об-

разуется вокруг центрального гаверсова канала приблизительно кругового сечения, внутри которого проходят кровеносные сосуды, нервы.

В ходе выполнения работы была построена модель компактной костной ткани. В качестве армирующих элементов конструкции рассматривались остеоны, а в качестве матрицы — прочно склеенные между собой кусочки цилиндрических ламелл, оставшихся после ремоделирования. Модельный образец компактной костной ткани представляется совокупностью структурных элементов с размерами $a \times b \times c$, внутри каждого структурного элемента расположен остеон диаметром d_1 и диаметром гаверсова канала d . Механические свойства матрицы и армирующих элементов определяются свойствами и ориентацией коллагено-минеральных волокон в ламеллах остеона. Материал матрицы считается макроскопически изотропным, материал остеона — ортотропным.

Представлены результаты расчетов напряженно-деформированного состояния образца компактной костной ткани при сжатии.

Литература

1. Аврунин А.С., Корнилов Н.В., Суханов А.В., Емельянов В.Г. Формирование остеопоротических сдвигов в структуре костной ткани (костные органы, структура костной ткани и ее ремоделирование, концепция патогенеза остеопороза, его диагностики и лечения). — Санкт-Петербург, 1998. — 84 с.
2. Утенькин А.А. Кость — многоэтажный композит // Химия и жизнь. — 1981. — № 4. — С. 38–40.
3. Фигурска М. Структура компактной костной ткани // Российский журнал биомеханики. — 2007. — Т. 11. — № 3. — С. 28–38.

Многоуровневое моделирование деформации и разрушения хрупких сред с иерархической поровой структурой в рамках метода подвижных клеточных автоматов

Коноваленко Иг.С., Смолин А.Ю., Логинова Д.С., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
igkon@ispms.tsc.ru

В работе развит многоуровневый подход к численному моделированию хрупких пористых сред в рамках метода подвижных клеточных автоматов. Рассматривалась среда с двумя максимумами на гистограмме распределения пор по размерам. Суть предложенного подхода состояла в определении функции отклика клеточного автомата прямым моделированием представительного объема пористой среды. Была построена двухуровневая иерархическая модель механического поведения керамики при сдвиговом нагружении и одноосном сжатии. На первом мас-

штабном уровне модели определялись представительный объем пористой среды и его эффективные упругие характеристики. Поры малого размера, соответствующие первому максимуму на гистограмме распределения пор по размерам, учитывались в модели явным образом — удалением отдельных автоматов. На втором масштабном уровне модели поры большого размера также учитывались явным образом, а параметры матрицы брались с первого уровня модели. Результаты моделирования показали, что предложенный многоуровневый подход позволяет корректно качественно и количественно описывать деформацию и разрушение хрупких пористых сред с иерархической поровой структурой.

Исследования выполнены при поддержке гранта Президента РФ № МК-5260.2010.8.

Особенности параллельных вычислений для метода подвижных клеточных автоматов

Коростелев С.Ю., Смолин А.Ю., Логинова Д.С., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
sergeyk@ispms.tsc.ru

Механическая эволюция ансамбля подвижных клеточных автоматов определяется решением системы уравнений движения, записанных с учетом многочастичности взаимодействия [1]. Существенной особенностью метода является то, что значения сил, действующих в паре автоматов, зависят от взаимодействия каждого из автоматов пары с остальными соседями. С точки зрения организации параллельных вычислений это накладывает дополнительные требования к синхронизации данных на узлах распределенной вычислительной системы.

Как показывает профилирование программы, основное время расчетов при численном решении системы уравнений движения связано с вычислением сил и моментов, действующих на автомат. На втором месте по использованию процессорного времени стоит процедура поиска соседей. В силу подвижности автоматов эту процедуру необходимо производить на каждом временном шаге для большинства важных приложений.

Для ускорения вычислений на кластерных (распределенных) вычислительных системах использовалась технология параллельных вычислений MPI [2, 3]. При применении данной технологии необходимо провести декомпозицию исследуемого объекта таким образом, чтобы свести к минимуму обмен данными между вычислительными узлами. В настоящей работе использовалась пространственная декомпозиция, т.е. весь моделируемый образец разбивался на P пространственных областей

(P — число вычислительных узлов) таким образом, чтобы каждая область содержала приблизительно одинаковое число автоматов. При этом соседние области содержали некоторое количество общих автоматов, для которых на каждом временном шаге производился обмен данными с использованием библиотеки MPI. Было определено, что для обеспечения достаточно хорошей эффективности расчетов (порядка 0.5) число автоматов, приходящихся на один вычислительный узел, должно быть не менее 10000. Уменьшение этого числа приводит к увеличению количества общих автоматов, что, в свою очередь, увеличивает количество обменов данными между вычислительными узлами и снижает эффективность параллельных программ.

Приведены результаты ускорения программы MCA3D, реализующей метод подвижных клеточных автоматов для трехмерных задач, при параллельных расчетах для различных физических моделей взаимодействия. Эти данные показывают достаточно хорошую эффективность разработанной программы.

Работа выполнена при финансовой поддержке междисциплинарного интеграционного проекта СО РАН № 113.

Литература

1. *Psakhie S.G., Horie Y., Ostermeyer G.P. et al.* Movable cellular automata method for simulating materials with mesostructure // *Theor. Appl. Fract. Mech.* – 2001. – V. 37. – No. 1–3. – P. 311–334.
2. *MPI: The Message Passing Interface.* URL: http://parallel.ru/tech/tech_dev/mpl.html (дата обращения 25.02.2011).
3. *Open MPI: Open Source High Performance Computing.* URL: <http://www.openmpi.org> (дата обращения 25.02.2011).

Влияние режима разрушения заполнителя на развитие разлома

Кочарян Г.Г., Стефанов Ю.П.¹

Институт динамики геосфер РАН, Москва, 117334, Россия

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, stefanov@ispms.tsc.ru

Представлены результаты численного и экспериментального исследований процесса деформации при сдвиге слоя, имитирующем разлом. Исследовано влияние свойств заполнителя и давления на особенности протекания деформации в слое. Показано влияние размера зерен на закономерности развития дилатансии и уплотнения. Изучена последова-

тельность проявления дилатансии и уплотнения при развитии деформации.

Вторая часть исследования посвящена численному изучению особенностей разрушения пятен контакта. Рассмотрено влияние прочностных свойств контактных пятен и давления на деформацию окружающей среды.

Численное исследование осуществлялось в рамках модифицированной модели Друкера–Прагера–Николаевского с неассоциированным законом течения. Моделирование процессов осуществлялось в двумерной постановке для условий плоской деформации.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 10-05-00509а и проекта VII.64.1.8 фундаментальных исследований СО РАН на 2010–2012 гг.

Моделирование поведения каскадов атомных соударений в сплавах на основе ванадия при радиационном воздействии

Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Корчуганов А.В., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kryzhev@ispms.tsc.ru

Изучение радиационной стойкости металлов и сплавов невозможно без детального исследования процессов формирования и накопления структурных повреждений. Первичным проявлением радиационного воздействия на материал является генерация каскадов атомных смещений, которые ведут к формированию радиационных структурных дефектов и изменению физико-механических свойств материала. Моделирование каскадов атомных смещений, анализ образующихся дефектов, изучение их эволюции и формирование относительно устойчивых радиационных дефектов, как правило, проводится для материалов с идеальной структурой. Однако известно, что наличие протяженных границ раздела может оказать существенное воздействие на многие свойства материала. В данной работе проведено молекулярно-динамическое моделирование влияния межзеренных границ на характер развития каскадов атомных смещений и формирование радиационных дефектов в сплавах V–4Ti–4Cr. Выбор сплавов на основе ванадия в качестве объекта исследования обусловлен тем, что они являются одними из наиболее перспективных в атомной энергетике: они малоактивируемые, характеризуются высоким интервалом рабочих температур и хорошими прочностными характеристиками. Для описания межатомного взаимодействия в кристаллитах на основе ванадия был использован межатомный потенциал, рассчитанный в рамках модифицированного метода погруженного

атома. Для учета влияния интерфейсов в данной работе моделировались кристаллиты, содержащие межзеренную границу специального типа, позволяющую использовать периодические граничные условия. Моделируемые кристаллиты перед генерацией в них каскадов атомных смещений релаксировались при температуре 10 К. В настоящей работе исследовалось развитие каскадов атомных смещений вблизи межзеренной границы $\Sigma 13 [320](001)$. Расчеты для кристаллитов, содержащих межзеренную границу, проводились для энергий первично-выбитого атома от 1 до 15 кэВ, при этом импульс этого атома был направлен по нормали к границе. Расстояние между границей и первично-выбитым атомом составляло 2 нм во всех расчетах.

Особенности развития каскадов атомных смещений в материалах с границами раздела во многом схожи с аналогичными процессами в образцах с идеальной структурой. В частности, наибольшее количество дефектов в обоих случаях генерируется в первую пикосекунду. За этот интервал времени энергия первично-выбитого атома практически полностью передается моделируемому образцу (баллистическая стадия). По истечении этого отрезка времени число сгенерированных дефектов идет на убыль (рекомбинационная стадия). Расчеты показали, что момент времени, при котором происходит стабилизация числа радиационных дефектов (основное состояние), зависит от энергии первично-выбитого атома. Изменение скорости роста времени «пик», по-видимому, связано с расщеплением основного каскада на субкаскады, которые инициируются вторично выбитыми атомами с энергией меньшей, чем энергия первично-выбитого атома. Эти вторично выбитые атомы формируют каскады с меньшими временами «пик», чем основной каскад.

Зависимость максимального количества дефектов в области каскада атомных смещений от энергии первично-выбитого атома имеет практически линейный характер, при этом число дефектов в каскаде возрастает с ростом энергии каскада. Аналогичным образом ведет себя зависимость числа радиационных дефектов в основном состоянии от энергии первично-выбитого атома.

Расчеты показали, что в сплаве V–4Ti–4Cr, как и в чистом ванадии, радиационные дефекты в значительной степени аккумулируются в области межзеренной границы. Отметим, что межзеренные границы препятствуют распространению каскадов атомных смещений по другую сторону границы и их можно рассматривать как своеобразные барьеры радиационной повреждаемости материалов.

Работа выполнена в рамках интеграционного проекта СО РАН № 51.

Фазовые диаграммы в модели малого изинговского наномангнетика с учетом взаимодействия четвертых соседей

Лауров Е.П., Санников Е.В., Удодов В.Н.

Хакасский государственный университет им. Н.Ф. Катанова,
Абакан, 655017, Россия, laurover@yandex.ru

Исследование магнетизма является одной из важнейших задач современной физики конденсированного состояния [1]. При моделировании низкоразмерных наномангнетиков очень важным является изучение диаграмм основных состояний этих магнетиков и, тем более, фазовых диаграмм. В отличие от фазовых диаграмм, диаграммы основных состояний не учитывают ряд особенностей фазовых превращений: температуру, при которой происходит процесс, наличие потенциальных барьеров, направление процесса, метастабильные состояния [2].

Ранее для учета таких особенностей моделирование в рамках аксиальной модели Изинга конечного размера проводилось классическим методом Монте-Карло. В данной работе был разработан модифицированный алгоритм расчета фазовых диаграмм с использованием распределения Гиббса, которое описывает всю равновесно-статистическую картину системы [3].

Целью работы является построение фазовых диаграмм модели одномерного наномангнетика с оборванными концами с учетом взаимодействия до четвертых соседей.

Гамильтониан системы имеет вид [3]:

$$e = \frac{E_0}{\omega_1} = -h \sum_{i=1}^N S_i - \sum_{i=1}^{N-1} S_i S_{i+1} - J_2 \sum_{i=1}^{N-2} S_i S_{i+2} - J_3 \sum_{i=1}^{N-3} S_i S_{i+3} - J_4 \sum_{i=1}^{N-4} S_i S_{i+4}, \quad (1)$$

где безразмерная проекция вектора спина на некую ось равна $S_i = 1$ (если спин направлен вверх \uparrow), $S_i = -1$ (если спин направлен вниз \downarrow); h — безразмерная напряженность магнитного поля (проекция на ту же ось); E_0 — энергия кристалла; ω_1 — энергия взаимодействия ближайших соседей; $J_2 = \omega_2/\omega_1$, $J_3 = \omega_3/\omega_1$ и $J_4 = \omega_4/\omega_1$ — относительные энергетические параметры взаимодействия вторых, третьих и четвертых соседей [3].

Формула для расчета вероятности реализации конкретной конфигурации Гиббса [4]:

$$P(r) = \frac{e^{-E_r/\theta}}{\sum_{i=1}^{2^n} e^{-E_i/\theta}}, \quad (2)$$

где r — номер конфигурации; $P(r)$ — вероятность r -й конфигурации; E_r — энергия r -й конфигурации; суммирование проводится по всем возможным конфигурациям. Температура θ измеряется в безразмерных единицах:

$$\theta = \frac{kT}{\omega_1}, \quad (3)$$

где k — постоянная Больцмана; T — абсолютная температура.

В ходе компьютерного эксперимента были построены фазовые диаграммы одномерного изинговского наномангнетика при различных температуре и размерах системы.

Из анализа полученных фазовых диаграмм следует, что фазовые диаграммы при низкой температуре похожи на уже ранее построенные диаграммы основных состояний другими методами [5]. При увеличении температуры появляются различные новые фазы (в некоторых случаях реализуются двухфазные состояния, например $-1 -1 -1 -1 -1 +1 +1 +1 +1 +1$). При дальнейшем возрастании температуры новые фазы становятся все более устойчивыми, это следует из увеличения площади их областей на фазовой диаграмме. Отметим, что полученные результаты относятся к полностью равновесным состояниям, однако в рамках данного подхода возможно исследование метастабильных состояний.

Литература

1. Удодов В.Н., Потеев А.И., Попов А.А., Еремеев С.В., Кулагина В.В., Мартыненко М.В., Молчанова Е.А. Моделирование фазовых превращений в низкоразмерных дефектных наноструктурах / Под ред. В.Н. Удодова. — Абакан: Изд-во ХГУ, 2008. — 158 с.
2. Байдышев В.С., Удодов В.Н., Попов А.А., Потеев А.И. Статистическая теория метастабильных фазовых диаграмм политипных превращений в плотноупакованных кристаллах. — Томск: ТГУ, 2005. — 16 с. — Деп. в ВИНТИ 20.04.05, № 562-В2005.
3. Санников Е.В., Козлитин Р.А., Удодов В.Н., Потеев А.И. Фазовые переходы в одномерных магнетиках // Изв. вузов. Физика. — 2006. — № 3. — С. 54–58.
4. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. — М.: Физматлит, 2005. — 616 с.
5. Спирин Д.В. Особенности критической динамики изинговских наноразмерных магнетиков / Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. — Томск: ИФПМ СО РАН, 2008.

Оценка напряжений отрыва в термобарьерных покрытиях

Люкшин П.А., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю., Панин С.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
lba2008@yandex.ru

Ранее авторами была продемонстрирована возможность потери устойчивости термобарьерного покрытия за счет разности коэффициентов линейного температурного расширения покрытия и подложки. Показано, что характер потери устойчивости зависит от толщины покрытия и деформационно-прочностных свойств подложки.

Эти результаты носят преимущественно качественный характер. В настоящем сообщении делается оценка величины прогиба покрытия при потере устойчивости и соответствующих усилий отрыва покрытия от подложки. Это позволяет прогнозировать надежность конкретных покрытий в зависимости от их геометрии, а также теплофизических и деформационно-прочностных свойств материалов покрытия и подложки.

Теоретическое изучение адгезии на границах раздела между металлами и карбидом вольфрама

Мельников В.В.^{1,2}, Хокер С.³, Шмаудер З.³, Кулькова С.Е.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия, melnikov@phys.tsu.ru

³ Университет Штутгарта, Штутгарт, D-70569, Германия

Карбид вольфрама, благодаря своим механическим характеристикам, высоким твердости, температуре плавления, коррозионной стойкости, нашел широкое технологическое и промышленное применение. Наряду с инструментальным использованием этого материала, одним из наиболее перспективных направлений является создание износостойких защитных покрытий. Ключевое значение в решении современных задач приборостроения и микроэлектроники имеют металл-керамические контакты с хорошими адгезионными свойствами. Характеристики контактов зависят от физико-химических свойств образующихся металл-керамических границ раздела, которые, в свою очередь, определяются атомной и электронной структурой интерфейсов, в том числе степенью совместимости кристаллических решеток металла и керамики. В данной работе проведено теоретическое исследование атомной и электронной структур разно-ориентированных границ раздела Me/WC (Me = Al, Cu, Ag, Au, Ni, Pd, Pt, Co) в рамках теории функционала плотности в приближении обобщенного градиента для обменно-корреляционного функ-

ционала. Проведены оценки поверхностных и интерфейсных энергий, а также идеальной энергии адгезии на границах раздела «металл – карбид». Обсуждаются структурные и электронные свойства границ раздела. Анализируются особенности плотностей электронных состояний интерфейсных атомов в зависимости от типа границы раздела, структуры и заполнения d -зоны металлических пленок. Определены наиболее стабильные конфигурации пленок на поверхностях карбида вольфрама (0001), $(11\bar{2}0)$ и $(\bar{1}100)$. Обсуждаются особенности химической связи металлических пленок на разно-ориентированных границах раздела. Наибольшие значения энергии отрыва для пленок алюминия, кобальта, никеля и меди получены на углеродном окончании поверхности WC(0001). Анализ распределения заряда на интерфейсах Me/WC(0001) показал, что стабильность границ раздела обеспечивается смешанным типом взаимодействия за счет присутствия как ковалентной, так и ионной составляющей в механизме связи, что и объясняет сильную адгезию в этом случае. В то же время адгезия на неполярных границах раздела Me/WC($11\bar{2}0$) ниже, чем на Me/WC(0001), вследствие меньшей химической активности поверхности $(11\bar{2}0)$. Проведен анализ взаимосвязи между электронными, геометрическими факторами и механическими свойствами изученных границ раздела. Показано, что адгезия пленок металла в значительной степени зависит от типа поверхности карбида.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 09-03-00523-а) и Немецкого научно-исследовательского сообщества (проект DFG SFB 716 B2). Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF Cyberia при поддержке Межрегионального центра коллективного пользования высокопроизводительными вычислительными ресурсами ТГУ.

Моделирование структурно-фазовых превращений в материале на различных масштабных уровнях при экстремальных воздействиях: метод стохастических возбудимых клеточных автоматов

Моисеенко Д.Д., Панин В.Е., Максимов П.В., Бикинцев Г.Ш.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
mdd@ispms.tsc.ru

Предлагается метод многоуровневых стохастических возбудимых клеточных автоматов, позволяющий моделировать термическую рекристаллизацию с учетом влияния частиц на межзеренных границах. Метод стохастических возбудимых клеточных автоматов хорошо зарекомендовал себя в моделировании формирования «шахматной доски» и развития

спиральных волн на поверхности нагруженного твердого тела, теоретическом исследовании причин растрескивания и отслаивания термобарьерных покрытий, моделировании особенностей формирования мезополос в шейке и др. [1, 2]. В предлагаемом исследовании проведены численные эксперименты, позволяющие дать рекомендации об оптимальной структуре образца.

Новая модификация метода стохастических возбудимых клеточных автоматов основана на модели движущейся мембраны, на которую действует избыточное давление. Важным составляющим элементом предлагаемой модели является учет процесса модуляции нормальных напряжений на межзеренной границе. Избыточное давление вычисляется как разница между движущей силой и силой насыщения, связанной с процессом встречной диффузии в направлении противоположном вектору перемещения границы [3].

Двухуровневая двухфазная модель движущейся границы зерна рассматривает последнюю как слой с искаженным кристаллическим строением плюс приграничный объем, отличающийся по химическому составу от тела зерен. Модель учитывает три масштабных уровня — целое зерно, граница толщиной в несколько межатомных расстояний, приграничная область толщиной порядка несколько сотен нанометров. Исследуемый образец разбивается на элементарные объемы, моделируемые посредством клеточных автоматов. Исходя из особенностей моделируемых процессов, предполагающих распределение тепловой и механической энергии, а также движение межзеренных границ в материале, в качестве инструмента моделирования был выбран двухуровневый клеточный автомат, сочетающий в себе свойства бистабильных и возбудимых клеточных автоматов.

В предлагаемой модели рекристаллизации скорость роста зерна с большей удельной тепловой энергией пропорциональна разнице температур на границе с менее нагретым зерном (коэффициент пропорциональности определяет подвижность границы) и экспоненциально убывает с ростом энергии активации границы. Энергия активации зависит как от вида материала, так и от угла разориентации рассматриваемых зерен.

В работе проведен анализ влияния размера и концентрации включений в межзеренных границах на динамику изменения общего числа и среднего размера зерен в условиях термического удара. Тепловой удар и водяное охлаждение имитировались посредством задания постоянных температур на верхней и нижней гранях образца, при этом на боковых гранях обмен энергией с внешней средой отсутствовал.

Показано, что введение частиц по границам зерен снижает скорость рекристаллизации, причем силы Зинера противодействуют движению границ зерен. На основе анализа результатов проведенных численных

экспериментов сформулированы рекомендации по наноструктурированию поверхностного слоя образца и сделана оценка оптимальных количественных характеристик распределения включений по межзерненным границам.

Литература

1. Панин В.Е., Панин А.В., Моисеенко Д.Д. «Шахматный» мезоэффект интерфейса в гетерогенных средах в полях внешних воздействий // Физ. мезомех. – 2006. – Т. 9. – № 6. – С. 5–16.
2. Моисеенко Д.Д., Максимов П.В. Распределение напряжений и деформаций на интерфейсе «поверхностный слой – подложка»: моделирование на основе стохастического подхода // Физ. мезомех. – 2005. – Т. 8. – № 6. – С. 89–96.
3. Губернаторов В.В., Сычева Т.С., Ольков С.А. К вопросу изменения ориентировки и образования субструктуры в металлических кристаллах (зернах) при миграции их границ // Физ. мезомех. – 2011. – Т. 14. – № 2. – С. 85–91.

Образование осей симметрии пятого порядка в кластерах ГЦК-металлов

Мясниченко В.С.

Алтайский государственный технический университет, Барнаул, 656038, Россия,
viplabs@yandex.ru

Исследование особенностей строения и свойств металлических кластеров и наносплавов представляет большой интерес как для фундаментальной науки о веществе, так и для прикладных задач, таких как микроэлектроника и катализ.

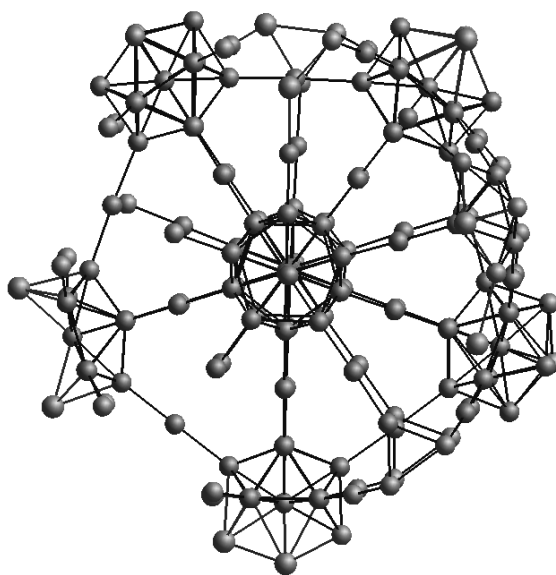


Рис. 1. Оси симметрии пятого порядка в кластере $\text{Cu}_{493}\text{Au}_{123}$

С помощью многочастичного tight-binding потенциала в компьютерном молекулярно-динамическом эксперименте было изучено формирование атомистических структур монометаллических Cu-, Au-, Ag- и биметаллических Cu–Au-кластеров.

Проведено моделирование процесса кристаллизации кластеров с числом атомов $N = 512, 616, 1024, 1092$. В ходе сверхбыстрого охлаждения от 1000 К были найдены наиболее устойчивые конфигурации атомов системы, соответствующие минимуму потенциальной энергии. С помощью метода анализа общих соседей проводился поиск соответствующих фазам ГЦК, ГПУ атомов и Ih-атомов, имеющих симметрию пятого порядка в расположении ближайших соседей.

В полученных кластерах меди цепочки атомов с пятичастичной симметрией сходятся ближе к центру кластера, образуя икосаэдрическое ядро из 13 атомов. Также в месте выхода одной из Ih-осей на поверхность может находиться незавершенное икосаэдрическое ядро.

В кластерах золота рассмотренных размеров образование осей симметрии пятого порядка не приводило к формированию икосаэдрической формы наночастицы в целом. Наблюдалось наличие 6 и более цепочек атомов с пятичастичной симметрией, попарно пересекающихся и не сходящихся при этом в одном икосаэдрическом ядре.

Кластеры серебра имели декаэдрическую форму с тремя осями симметрии пятого порядка. Одна цепочка атомов, образующих декаэдрическую ось, была наиболее длинной и проходила через центр кластера. Две другие цепочки атомов проходили ближе к поверхности, по краю двух из пяти ГПУ-полуплоскостей.

Для биметаллических кластеров Cu–Au с содержанием меди 80 % впервые получена структура общей декаэдрической формы с семью завершенными икосаэдрическими ядрами, из которых 5 расположены на поверхности кластера и 2 ядра — ближе к центру. На рис. 1 показаны атомы, имеющие не менее 9 ближайших соседей и образующие элементы симметрии пятого порядка в кластере с числом атомов $N = 616$.

Молекулярно-динамическое изучение особенностей изменения атомной структуры при фрикционном контакте

Никонов А.Ю., Дмитриев А.И., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
nikonov@usgroups.com

Согласно положениям физической мезомеханики, свободные поверхности и внутренние границы раздела являются самостоятельными подсистемами, оказывающими существенное влияние на развитие пластической

деформации [1]. Так, при внешних напряжениях вблизи внутренних границ раздела разнородных сред происходят различные микроструктурные изменения, вызванные пластической деформацией, нанокристаллизацией и аморфизацией, фрикционным нагревом, механическим перемешиванием и др. Ситуация осложняется тем, что эти явления связаны между собой и могут влиять друг на друга. Это обуславливает значительный интерес развития вычислительных методов для изучения и анализа процессов, протекающих в поверхностных слоях твердого тела [2, 3]. Целью настоящей работы было изучить особенности развития процессов деформации и разрушения тонких поверхностных слоев, реализуемых в условиях фрикционного контакта на наноскопическом масштабе.

Расчеты были выполнены в рамках метода молекулярной динамики. В работе рассматривался фрикционный контакт монокристалла меди с различными металлами. Кристаллиты ориентировались таким образом, чтобы оси образца X , Y и Z соответствовали кристаллографическим направлениям $[120]$, $[\bar{2}10]$ и $[001]$ для монокристалла меди и направлениям $[100]$, $[010]$ и $[100]$ для контактирующего металла. Моделировалось относительное проскальзывание со скоростью 20 м/с вдоль оси X .

Согласно результатам исследования, особенности формирования интерфейсного слоя сильно зависят от условий, реализуемых на контакте, а также от материалов контактирующей пары. В частности, в области контакта могут наблюдаться эффекты, связанные с нарушением кристаллического порядка взаимодействующих металлов. Это сопровождается формированием слоя, в котором протекает взаимная диффузия атомов, принадлежащих обоим кристаллитам. Наиболее сильно этот эффект проявляется в случае взаимодействия меди с алюминием или серебром. В ряде случаев происходит встраивание атомов одного из металлов в решетку другого. Например, при взаимодействии меди с железом несколько атомных слоев меди могут перестраиваться из ГЦК-решетки в ОЦК подобную структуру. А в случае контакта меди с никелем весь монокристалл меди переориентируется так, чтобы основные кристаллографические направления совпадали с направлениями монокристалла никеля. В работе также анализировалось влияние типа контактирующих металлов на изменение структуры вблизи внутренней границы раздела.

Полученные результаты могут быть использованы для понимания процессов, протекающих в условиях фрикционного контакта и определяющих прочностные свойства формируемого интерфейсного слоя взаимодействующих металлов и материалов с покрытиями.

Литература

1. Панин В.Е., Слосман А.И., Антипина Н.А., Литвиненко А.В. Влияние внутренней структуры и состояния поверхности на развитие деформации на мезоуровне малоуглеродистой стали // Физ. мезомех. – 2001. – Т. 4. – № 1. – С. 105–110.

2. *Jordanoff I., Berthier Y.* First steps for a rheological model for the solid third body // *Tribology Ser.* – 1999. – V. 36. – P. 551–559.
3. *Dmitriev A.I., Österle W., Kloß H.* Numerical simulation of mechanically mixed layer formation at local contacts of an automotive brake system // *Tribology Transactions.* – 2008. – V. 51. – P. 810–816.

Моделирование ползучести сплавов со сверхструктурой $L1_2$

Пантюхова О.Д., Старенченко В.А., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия, star@tsuab.ru

В данной работе представлена модель процессов активной пластической деформации и ползучести. В основе модели лежит идея, связанная с суперпозицией различных элементарных деформационных процессов. Некоторые из них характерны для упорядоченной сверхструктуры $L1_2$ (аномальные механизмы), а другие типичны для чистых металлов с ГЦК-структурой (нормальные механизмы).

Модель представляет собой систему уравнений баланса деформационных дефектов (дислокаций, межузельных атомов и вакансий) совместно с уравнением, определяющим деформационное разрушение дальнего атомного порядка и выражением для деформирующего напряжения, и описывает поведение сплавов и интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$, ориентированных для множественного скольжения, в условиях изотермической активной деформации с постоянной скоростью и ползучести.

Уравнение баланса дислокаций учитывает образование и накопление дислокаций и дислокационных барьеров, а также аннигиляцию дислокаций вследствие переползания их краевых компонентов.

Уравнения баланса деформационных точечных дефектов учитывают их генерацию вследствие неконсервативного волочения порогов дислокациями винтовой или близкой к ней ориентации, их аннигиляцию вследствие осаждения на краевых дислокациях. Учитывается также взаимная аннигиляция вакансий и межузельных атомов.

Деформационное разрушение дальнего атомного порядка учитывается посредством уравнения, которое определяет изменение с деформацией среднего значения параметра дальнего порядка. Интенсивность этого изменения определяется интенсивностью накопления площади антифазных границ и параметром дальнего порядка внутри антифазных доменов. Интенсивность изменения параметра дальнего порядка внутри антифазных доменов полагается обусловленной взаимной аннигиляцией точечных дефектов, интенсивностью накопления площади антифазных

границ деформационными механизмами. Эти механизмы обусловлены накоплением сверхдислокаций, термическими антифазными границами, размножением трубок антифазных границ, переползанием краевых сверхдислокаций. Данная модель учитывает экспериментальные сведения о размытии антифазных границ и появлении разупорядоченной фазы.

Результаты расчетов в рамках предлагаемой математической модели хорошо согласуются с экспериментальными результатами деформации сплавов с высокой и низкой энергией упорядочения.

Предложенная модель описывает кривые ползучести разного типа при растяжении и сжатии при постоянной нагрузке и постоянном напряжении.

Вычисленные кривые ползучести совпадают с экспериментальными кривыми, которые наблюдаются при исследовании ползучести в сплавах Ni_3Ge со сверхструктурой L1_2 . Они демонстрирует важную роль суперлокализации деформации, ведущей к инверсной ползучести.

Трехмерное моделирование разрушения хрупких пористых материалов методом подвижных клеточных автоматов

Роман Н.В.¹, Смолин А.Ю.^{1,2}, Псахье С.Г.^{1,2}

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия, romannv@sibmail.com

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Рассматривается трехмерное компьютерное моделирование механического поведения хрупкого пористого материала при одноосном сжатии. В качестве метода моделирования используется один из представителей метода частиц в механике — метод подвижных клеточных автоматов [1]. В начальном состоянии автоматы располагаются в ГЦК-упаковке, поры задаются явно, путем удаления одиночных автоматов из начальной структуры. Функция отклика соответствовала керамике ZrO_2 [2]. Размер автоматов, в соответствии с диаграммой распределения пор по размерам, составлял 1 мкм. Нагрузка прикладывалась путем задания вертикальной скорости верхнему слою автоматов при жестком закреплении автоматов нижнего слоя образца. На начальном этапе расчета скорость нагружения нарастала по синусоидальному закону от 0 до 1 см/с, а затем оставалась постоянной. Результаты расчетов показывают, что на зависимости прочностных и упругих свойств моделируемых образцов от пористости наблюдается излом, соответствующий пористости около 20 %, т.е. вблизи предела перколяции. Полученные результаты находятся в хорошем согласии с экспериментальными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке междисциплинарного интеграционного проекта СО РАН № 32.

Литература

1. *Psakhie S.G., Horie Y., Ostermeyer G.P. et al.* Movable cellular automata method for simulating materials with mesostructure // *Theor. Appl. Fract. Mech.* – 2001. – V. 37. – No. 1–3. – P. 311–334.
2. *Кульков С.Н., Буякова С.П., Масловский В.И.* // *Вестник ТГУ.* – 2003. – № 13. – С. 34–57.

Новые подходы в определении радиуса закругления зонда в СТМ/СТС

Русина Г.Г., Борисова С.Д.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия
Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, rusina@ispms.tsc.ru

При использовании сканирующей туннельной микроскопии туннельный контакт имеет микроскопические размеры, и, считается, что физические процессы, лежащие в основе генерации неупругого сигнала, полностью определяются рассеянием электрона на атомных колебаниях исследуемого образца. Путем комбинированного исследования экспериментальным методом и теоретическим моделированием в работе показано, что неупругий сигнал в туннельном контакте зонда и поверхности Cu(111) определяется совокупным рассеянием туннелирующих электронов на колебаниях поверхностных атомов образца и на вершинных атомах зонда [1–4]. Расчет плотности фононных состояний проводился для полностью релаксированной чистой поверхности Cu(111), а также для поверхности с адсорбированным одиночным атомом Cu и плоским кластером Cu₃. Экспериментальный спектр фононных возбуждений в туннельном контакте снимался с использованием сканирующей туннельной микроскопии в спектроскопическом режиме с различным радиусом зонда, идентичным размерам рассматриваемых адкластеров. Сравнение рассчитанных и экспериментальных спектров показало их хорошее соответствие.

Литература

1. *Jansen A.G.M. et al.* Direct measurement of electron-phonon coupling $\alpha^2F(\omega)$ using point contacts: Noble metals // *Phys. Rev. B.* – 1977. – V. 16. – P. 1325.
2. *Koneda T. et al.* // *Science.* – 2008. – V. 295. – P. 2055.
3. *Borisova S.D. et al.* Vibrations of small cobalt clusters on low-index surfaces of copper: Tight-binding simulations // *Phys. Rev. B.* – 2008. – V. 78. – P. 075428.
4. *Licia Vitali et al.* Kondo effect in single atom contacts: The importance of the atomic geometry // *Phys. Rev. Lett.* – 2008. – V. 101. – P. 216802.

Математическая модель формирования зоны теплового влияния при воздействии потоков энергии с учетом эффектов испарения

Сарычев В.Д., Ващук Е.С., Грановский А.Ю., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, 654007, Россия, vaschuk@bk.ru

Влияние процессов испарения на распространение тепла в умеренном диапазоне тепловых потоков 10^4 – 10^6 Вт/см² и времени воздействия порядка 10^{-4} – 10^{-3} с неочевидно. Указанный диапазон параметров соответствует низкоэнергетическим сильноточным электронным потокам, гетерогенным потокам плазмы, образованным при электрическом взрыве проводников [1], плазменным потокам в технологии упрочнения прокатных валков [2]. В данной работе используется новый механизм теплового воздействия, учитывающий косвенно наличие испаренной прослойки.

Решения задачи разбивается на три этапа:

- первый этап — нагрев материала до температуры испарения за время t_i ;
- второй этап включает процессы испарения и разлета образовавшегося пара и длится некоторое время t_R , при этом температура на поверхности остается постоянной T_R , равной температуре испарения;
- третий этап связан с отсутствием теплообмена со стороны облучаемой поверхности и приводит в конечном счете к выравниванию температуры по образцу.

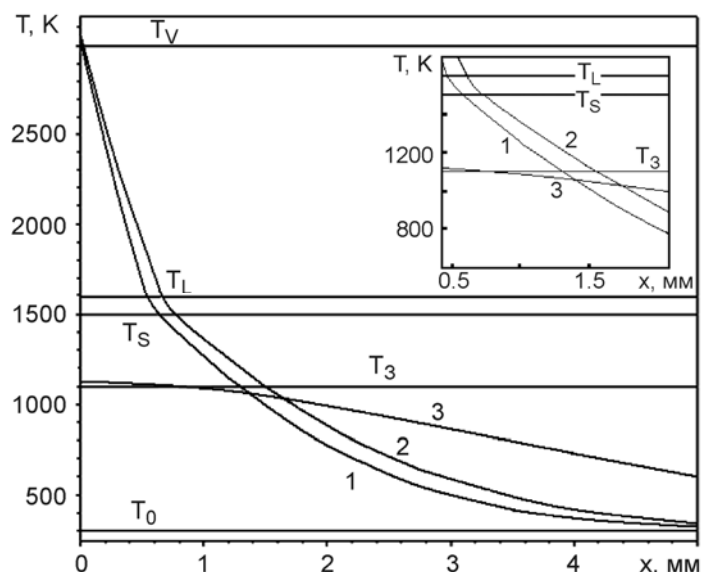


Рис. 1. Зависимости температуры от глубины x для моментов времени: 156 (1), 194 (2), 550 мс (3). T_V , T_L , T_S , T_3 — соответственно температуры испарения, ликвидус, солидус, закалки, T_0 — начальная температура образца

В этом подходе расчеты по уравнению теплопроводности, учитывающие фазовые переходы, производятся только для жидкого и твердого состояния (задача Стефана), при этом движением волны испарения в материал пренебрегаем. Тогда граничные условия при $x = 0$ задаются следующим образом:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial x}(0, t) = q_0, \quad 0 < t < t_i,$$

$$T(0, t) = T_R, \quad t_i < t < t_R + t_i,$$

$$\frac{\partial T}{\partial x}(0, t) = 0, \quad t > t_R + t_i.$$

Здесь λ — коэффициент теплопроводности. При этом t_i рассчитывается из тепловой задачи, а t_R, T_R необходимо брать из решения газодинамической задачи по разлету пара и тогда считать, что T_R зависит от температуры. Ниже будем полагать их параметрами задачи. Начальная температура постоянная и равна 300 К. Таким образом, математическая задача относится к смешанным краевым задачам Стефана. Для численного решения используем аппроксимацию дифференциального уравнения теплопроводности с первым порядком по времени и со вторым по пространству и выбираем неявную схему.

Для иллюстрации данного подхода был выбран режим плазменной закалки чугуновых валков плазмотроном прямого действия с диаметром сопла $d_c = 0.6$ см, напряжением дуги $U = 32$ В, током дуги $I = 130$ А и скоростью перемещения следа дуги $V = 31$ мм/с. При этом экспериментально измеренные значения глубин оплавления и закалки составляли: $h_{0Э} = 190$ мкм, $h_{3Э} = 875$ мкм [2]. При указанных параметрах тепловой поток составляет $q = \eta IU/S = 7430$ Вт/см², а время действия плазменного потока $t_0 = d_c/V = 194$ мс. Принималось, что тепловой КПД $\eta = 50$ %. При расчетах полагалось, что $t_R = t_0 - t_i$, а $T_R = T_V$. Результаты расчетов распределения температур в зависимости от координаты представлены на рис. 1. Из этих зависимостей можно определить координаты, при которых температура равна температурам T_L и T_S на момент окончания импульса (кривая 2 пересекает горизонтальные прямые T_L и T_S): $x_1 = x(t_0, T_L) = 0.64$ мм и $x_2 = x(t_0, T_S) = 0.9$ мм. Полагая, что жидкий слой глубиной x_1 сдувается струей, можно считать, что оставшийся слой, равный $h_{0P} = x_2 - x_1 = 0.16$ мм, остается в жидком состоянии и впоследствии затвердевает. На микрофотографиях [2] этот слой характеризуется как мелкодисперсный и считается, что он образовался вследствие кристаллизации из расплавленного металла. Глубина его, найденная экспериментально, составляет 190 мкм, что близко к расчетному значе-

нию $h_{OP} = 160$ мкм. Из представленных данных определим глубину закалки, полагая, что температура закалки $T_3 = 1100$ К, и найдем координату $x_3 = x(t_0, T_3) = 1.52$ мм. Тогда расчетную глубину закалки с учетом сдува определим по формуле $h_{3P} = x_3 - x_1 = 880$ мкм. Из эксперимента эта величина составляет 875 мкм [2]. Сравнение расчетных и экспериментальных значений показывает, что физический механизм и предложенная модель адекватно отражают экспериментальные данные.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 10-07-00172-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (госконтракты №№ 14.740.11.0693 и 16.740.11.0314).

Литература

1. *Формирование* структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке / Под ред. Громова В.Е. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2011. – 208 с.
2. *Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Громов В.Е. и др.* Плазменное упрочнение высокоуглеродистых сплавов: физическая природа и технология. – Новокузнецк: НПК, 2009. – 223 с.

Разрушение керамических композитов при интенсивных импульсных воздействиях

Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.А., Скрипняк В.В.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, skrp@ftf.tsu.ru

Прогноз механического поведения керамических композитов материалов в условиях импульсных воздействий осложняется недостаточным количеством экспериментальных данных и несовершенством теоретических моделей.

В данной работе представлены результаты моделирования механического поведения оксидных керамических композитов при однократных и многократных импульсных воздействиях микросекундной длительности.

Исследованы процессы деформации и развития повреждений на мезоскопическом уровне в керамических композитах $Al_2O_3-ZrO_2-Y_2O_3$. Модель структурированного представительного объема композитов задавалась в соответствии с данными микроскопических исследований.

Показано, что критические напряжения разрушения на мезоскопическом уровне зависят не только от относительных объемов пор и уп-

рочняющих частиц, но и от размеров соответствующих элементов структуры.

Показано, что в керамических композитах при импульсном нагружении с амплитудой, не превышающей величину предела упругости Гюгонио, происходит образование микро- и мезоскопических трещин.

Критическое разрушающее напряжение в области откола в исследованных керамических композитах изменяется немонотонно с ростом объемного содержания частиц, частично стабилизированной в тетрагональной фазе диоксида циркония.

Изучение трибоспектрального способа для анализа качества покрытий. Компьютерное моделирование

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, 634021,
asmolin@ispms.tsc.ru

Нанесение наноструктурных покрытий позволяет значительно повысить эксплуатационные характеристики элементов машин, механизмов и конструкций. При этом механические свойства таких покрытий сильно зависят от наличия в них дефектов и повреждений наноразмерного масштаба. Одним из методов неразрушающего контроля качества покрытия, позволяющим оценить дефекты структуры тонких поверхностных слоев, является подход, связанный с использованием силы трения в качестве измеряемого и анализируемого параметра отклика системы [1] и названный трибоспектроскопией. В данной работе возможности применения этого способа для анализа дефектности поверхностных слоев твердых тел изучены на основе численного моделирования на примере металла с высокопрочным керамическим покрытием в трехмерной постановке.

В качестве метода моделирования предлагается использовать метод подвижных клеточных автоматов. В этом методе материал представляется ансамблем частиц конечного размера, 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 [2].

Моделировался стальной образец с покрытием из керамики ZrO_2 . Толщина покрытия — 60 нм, длина образца — 250 нм, ширина — 125 нм, размер автомата — 3 нм. Керамическое контртело имело форму усеченного конуса с диаметром основания 60 нм. При движении контртела проводилась регистрация силы трения F . Затем строилось преобразование Фурье $F(t)$ и анализировался получаемый спектр.

Поврежденность поверхностного слоя моделировалась генерацией наноскопических нарушений сплошности покрытия путем удаления соответствующих автоматов из начальной структуры образца. Анализировались периодически расположенные протяженные повреждения — нанопоры (ширина — 12 нм, высота — 3 нм). Изучалась возможность определения расстояния между дефектами.

Полученные результаты позволяют предполагать, что нанопоры порядка 12–80 нм могут быть идентифицированы в реальных экспериментах на основе анализа спектра силы трения скольжения. В основу экспериментальной установки может быть положена система, предложенная в [3]. Идея установки состоит в том, что контртело, лежащее на поверхности, приводится в движение, при этом с высокой точностью измеряются как перемещение контртела, так и действующая на него сила.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований Отделения энергетики, машиностроения и процессов управления РАН (проект № 13.13.3), интеграционного проекта СО РАН № 127 со сторонними организациями и междисциплинарного интеграционного проекта СО РАН № 113.

Литература

1. Псахье С.Г., Попов В.Л., Шилько Е.В., Смолин А.Ю., Дмитриев А.И. Изучение поведения и диагностика свойств поверхностного слоя твердого тела на основе спектрального анализа // Физ. мезомех. – 2009. – Т. 12. – № 4. – С. 27–42.
2. Psakhie S.G., Horie Y., Ostermeyer G.P. et al. Movable cellular automata method for simulating materials with mesostructure // Theor. Appl. Fract. Mech. – 2001. – V. 37. – No. 1–3. – P. 311–334.
3. Popov V.L., Starcevic J., Filippov A.E. Reconstruction of potential from dynamic experiments // Phys. Rev. E. – 2007. – V. 75. – No. 6. – P. 066104-1–066104-6.

Численное моделирование катастрофических явлений в горном массиве с выработками

Смолин И.Ю., Макаров П.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, 634021
Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, smolin@ispms.tsc.ru

В связи с ростом производительности новой горнодобывающей техники обострились и задачи обеспечения безопасности проведения подземных работ, в том числе и связанные с развитием катастрофических разрушительных явлений в горных выработках. Цель работы —

продемонстрировать развиваемые методы и подходы к решению таких важных задач.

Предложен и развивается подход к анализу рисков развития катастрофических явлений в результате численного решения задач механики деформируемых твердых тел, основанный на идеях эволюции и самоорганизации внутренней структуры моделируемых объектов в процессе нагружения. Катастрофические явления рассматриваются как развитие процессов накопления повреждений и локальных разрушений в режимах с обострением. Применение развиваемого подхода к нагружаемому полем сил тяжести горному массиву, содержащему горные выработки, размеры и форма которых изменяется в ходе добычи полезных ископаемых, позволяет рассматривать его как нелинейную динамическую блочную систему, эволюционирующую в поле приложенных сил по законам синергетики. Причем механическое поведение такой нелинейной динамической системы исследуется с континуальной макроскопической точки зрения, что позволяет эффективно использовать методы и подходы механики сплошных сред и развитые там численные методы решения задач по моделированию процессов деформации и разрушения.

На основе развиваемого эволюционного подхода была разработана прогностическая модель горного массива с выработкой. Для адекватного описания изменения напряженно-деформированного состояния и разрушения массива горных пород вокруг очистной горной выработки были построены эволюционные определяющие уравнения второй группы, задающие кинетику накопления повреждений в локальных объемах массива горных пород для заданного масштаба рассмотрения и изменения локального напряженного состояния.

Для анализа процесса обрушения кровли численно был изучен характер накопления повреждений в кровле очистной горной выработки в зависимости от изменения размера вырабатываемого пространства. Установлено, что для процесса накопления повреждений в некоторых локальных объемах кровли наблюдается характерная для нелинейных динамических систем эволюция, состоящая из двух фаз: квазистационарной стадии очень медленного накопления повреждений и катастрофической стадии взрывного (очень быстрого) увеличения поврежденности.

Результаты выполненных численных экспериментов свидетельствуют о формировании так называемых зон затишья вблизи катастрофического события — замирании деформационного процесса ниже некоторого определенного уровня. Расчеты показывают, что подобное затишье является практически переключением деформационного процесса с достаточно обширной области на более локальный процесс формирования очага будущего катастрофического события. Причем такое затишье кажущееся, в это время идет сравнительно низкоамплитудный непрерыв-

ный квазистационарный процесс наращивания деградации в локальной зоне формирующегося очага разрушения.

Изучено влияние скорости подвигания забоя на процессы развития неупругих деформаций над вырабатываемым пространством. Это позволило определить условия и характерные времена обрушения кровли в зависимости от свойств вмещающих горных пород и скорости подвигания забоя.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 10-05-00509, проекта VII.64.1.8 фундаментальных исследований СО РАН на 2010–2012 гг. и междисциплинарного интеграционного проекта СО РАН № 114 на 2009–2011 гг. Расчеты выполнены на вычислительном кластере СКИФ Cyberia Томского государственного университета.

Двухуровневое моделирование эволюции структуры металлов при неупругом деформировании

Трусов П.В., Швейкин А.И.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, 614990, Россия, alexsh59@bk.ru

Физико-механические характеристики поликристаллических материалов определяются внутренней структурой, которая эволюционирует при неупругом деформировании: меняется зеренная и дислокационная структура, происходят ротации решеток кристаллитов. Корректное описание эволюционирующей структуры материала даст возможность оптимизации существующих и разработки новых методов получения материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками: субмикроструктурных, нанокристаллических, текстурированных, способных к сверхпластическим деформациям материалов.

В последние годы при построении моделей деформирования поликристаллов, описывающих эволюцию мезо- и микроструктуры, все большее признание находит подход, основанный на явном введении в структуру определяющих соотношений параметров, отражающих состояние и эволюцию мезо- и микроструктуры, и формулировке эволюционных (кинетических) уравнений для этих параметров, называемых внутренними переменными и являющихся носителями информации об истории воздействий [1].

В работе предлагается двухуровневая конститутивная модель деформирования поликристаллических металлов, описывающая эволюцию внутренней структуры [1]. На макроуровне используется закон Гука в скоростной форме, при этом компоненты тензоров неупругой составляющей деформации скорости, анизотропных упругих свойств на мак-

роуровне и спина в каждый момент деформирования зависят от микро-структуры (а через микроструктуру — от истории нагружения), являясь явными внутренними переменными модели макроуровня, определяются (ориентационным) осреднением выборки скоростей неупругих деформаций и упругих модулей для текущего времени по всем элементам мезоуровня — кристаллитам (зернам, субзернам, фрагментам). Для описания геометрической нелинейности (определения коротационной производной) на макроуровне предложен оригинальный подход, основанный на условии согласования определяющих соотношений и характеристик напряженно-деформированного состояния на макро- и мезоуровнях.

На мезоуровне в предлагаемой конститутивной модели неупругого деформирования поликристалла явным образом учитываются механизмы внутризеренного вязкопластического скольжения дислокаций, зернограничного проскальзывания, дано описание эволюции ориентаций решеток зерен с учетом несовместности скольжения дислокаций в соседних зернах, предложены подходы к описанию дробления и фрагментации.

Разработан алгоритм решения краевых задач с помощью предложенной модели. Рассмотрены некоторые процессы обработки материалов (осадка, стесненная осадка, равноканальное угловое прессование), результаты моделирования (в частности образующаяся текстура) согласуются с известными опытными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №№ 10-08-96010-р_урал_a, 10-08-00156-а).

Литература

1. *Трусов П.В., Ашихмин В.Н., Швейкин А.И.* Двухуровневая модель упруго-пластического деформирования поликристаллических материалов // *Механика композиционных материалов и конструкций.* – 2009. – Т. 15. – № 3. – С. 327–344.

Численное моделирование деформации материала с покрытием при термоциклировании

Черепанов Р.О., Балохонов Р.Р.¹, Романова В.А.¹, Черепанов О.И.²

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, cro096@ngs.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники,
Томск, 634050, Россия,

В работе приводятся результаты моделирования механического поведения материалов с внутренними границами раздела при термоцикли-

ровании. Исследуется зависимость интенсивности пластических деформаций от начальных условий и условий нагружения в процессе циклических термических воздействий. При таких условиях на предварительно созданные пластические деформации с каждым циклом нагрева и охлаждения накладываются дополнительные пластические деформации. Остаточные пластические деформации постепенно накапливаются, и эти процессы приводят к упрочнению материала и росту предела текучести. Вместе с тем в материале накапливаются и повреждения, которые обычно связываются с объемной пластической деформацией, что вызывает постепенное снижение модуля упрочнения. Если амплитуда изменения деформаций мала и интенсивность напряжений незначительно превышает предел пропорциональности материала, остаточные пластические деформации за цикл постепенно уменьшаются. В этом случае материал может достаточно долго выдерживать циклические нагрузки без заметных разрушений, при этом материал может перейти целиком в область упругих деформаций.

Для описания поведения компонентов (борида и стали) используется упругопластическая модель материала, учитывающая деформационное упрочнение и накопление повреждений, а также зависимость характеристик материала от температуры.

Работа выполнена при поддержке Президента РФ (грант № МД-202.2011.8), РФФИ (грант № 10-08-00084-а) и РАН (проект № 23.1).

Сравнение некоторых особенностей применения SPH-технологии и вариационно-разностного метода расчета напряженно-деформированного состояния и оценки устойчивости деформирования структурно-неоднородных материалов при квазистатических нагрузках

Черепанов О.И., Черепанов Р.О.¹

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники,
Томск, 634050, Россия, oi_cherepanov@mail.ru

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

В работе предложен вариант применения метода SPH для расчета напряженно-деформированного состояния и оценки устойчивости материалов и конструкций на основе вариационной постановки квазистатических задач деформирования. Выполнено сравнение решений, полученных методом SPH и вариационно-разностным методом.

Для получения аппроксимирующих формул, обеспечивающих так называемую узловую согласованность, для трехмерной задачи использована технология восстановления узловой согласованности Лиу [1]. В качестве функции ядра использовался полином десятого порядка, обеспечивающий гладкость и более высокую точность аппроксимации всех производных по сравнению со стандартным кубическим сплайном, используемым в SPH. Расчеты показали, что одного повышения точности аппроксимации недостаточно для того, чтобы избежать проблем с решением задачи расчета напряженно-деформированного состояния и устойчивости в трехмерной постановке при ослаблении кинематических ограничений на границах расчетной области. Для трехмерной задачи предложено изменение правил сборки глобальной матрицы коэффициентов вариационно-разностных уравнений, которое существенно улучшает решение по сравнению со стандартной схемой аппроксимации производных.

Выполнены сравнительные расчеты напряженно-деформированного состояния структурно-неоднородных материалов методом SPH и вариационно-разностным методом для квазистатических условий нагружения. Проведены расчеты критических нагрузок и характерных параметров смежных форм равновесия для элементов структуры материала.

Литература

1. *Liu M.B., Liu G.R. Restoring particle consistency in smoothed particle hydrodynamics // Applied Numerical Mathematics / APNUM:m2 v1.36 Prn: 21/03/2005 [DTD5]. – P. 1–18.*

Перколяционные критические индексы в одномерной задаче узлов

Шнигальская Е.О., Удодов В.Н.

Хакасский государственный университет им. Н.Ф. Катанова,
Абакан, 655017, Россия, sheo@inbox.ru

Теория протекания в последние годы широко применяется в самых различных естественных науках. Она используется при описании упругости полимерных гелей, прыжковой проводимости в легированных полупроводниках, андерсоновской локализации в неупорядоченных системах и т.д. Наиболее разработанной в настоящее время областью применения являются электрические свойства неупорядоченных систем, таких как аморфные полупроводники, кристаллические полупроводники с примесями или материалы, представляющие собой смесь двух разных веществ — диэлектрика и металла.

Целью данной работы является исследование критических свойств малых частиц в рамках теории перколяции. Рассматривается протекание в одномерной решетке конечного размера N .

В рамках задачи узлов для моделей одномерного протекания методом Монте-Карло найдены критические индексы теплоемкости α , восприимчивости γ , корреляционной длины ν и параметра порядка β при различных радиусах протекания R . Эта модель применима для описания сильнодефектных структур, в частности политипных превращений в плотноупакованных кристаллах [1].

В данной задаче роль свободной энергии F играет среднее число кластеров в расчете на один узел [4]:

$$F(p) = \frac{1}{N} \sum_i S_i, \quad i = 1, 2, 3, \dots, N-2, \quad (1)$$

где p — вероятность найти целый узел; S_i — среднее число кластеров размера i .

Критический индекс теплоемкости α определяется формулой [1, 2]

$$F \propto \varepsilon^{2-\alpha}, \quad (2)$$

где ε — расстояние до порога перколяции:

$$\varepsilon = |p - p_c| \quad (3)$$

где p — доля целых узлов; p_c — порог протекания.

Все значения α рассчитаны ниже порога. Функция $\alpha(\varepsilon)$ имеет минимум. При увеличении числа узлов значение критического индекса α уменьшается. Близко к порогу протекания при увеличении радиуса протекания значение индекса α возрастает. Индекс α всегда больше нуля.

Критический индекс ν определяется по формуле [3]:

$$\sigma(N) \propto N^{-1/(D\nu)}, \quad (4)$$

где $\sigma(N)$ — среднее квадратичное отклонение значений порога; D — размерность пространства ($D = 1$).

Значения критического индекса корреляционной длины ν уменьшаются при увеличении N . При больших значениях N зависимость критического индекса ν от числа узлов пропадет. При увеличении R значение ν увеличивается.

Также был рассчитан критический индекс γ [5]:

$$p_c(N) = p_c(\infty) + \frac{D}{N^\gamma}. \quad (5)$$

Можно показать, что при конечном радиусе протекания для одномерной системы бесконечного размера

$$p_c(\infty) = 1. \quad (6)$$

Показано, что для радиуса протекания $R = 1$ индекс $\gamma = 1$, при увеличении радиуса протекания значения критического индекса γ существенно уменьшаются. При увеличении N индекс γ уменьшается.

Критический индекс параметра порядка β в критической области определяется формулой [5]

$$P_N \propto N^{-\beta/\nu}, \quad (7)$$

где

$$P_N(p) = \frac{M}{N}. \quad (8)$$

Здесь M — среднее число целых узлов в максимальном кластере.

При $N \rightarrow \infty$ $P_N \rightarrow P_\infty(p)$ — это доля узлов решетки, принадлежащих бесконечному кластеру, или плотность бесконечного кластера, которая аналогична параметру порядка теории температурных фазовых переходов [4].

При увеличении радиуса протекания критический индекс β увеличивается. Индекс β всегда больше нуля, что согласуется с обычной теорией фазовых переходов. При увеличении N индекс β уменьшается.

Литература

1. Потехаев А.И., Наумов И.И., Кулагина В.В., Удодов В.Н., Великохатный О.И., Еремеев С.В. Естественные длиннопериодические наноструктуры. — Томск: НТЛ, 2002. — 260 с.
2. Тарасевич Ю.Ю. Перколяция: теория, приложения, алгоритмы: Учебное пособие. — М.: Едиториал УРСС, 2002. — 112 с.
3. Эфрос А.Л. Физика и геометрия беспорядка. — М.: Наука, 1982. — 167 с.
4. Соколов И.М. Размерности и другие геометрические критические показатели в теории протекания // УФН. — 1986. — Т. 150. — № 2. — С. 221–255.
5. Гулд Х., Тобочник Я. Компьютерное моделирование в физике. Ч. 2. — СПб: Мир, 1990. — 400 с.

Секция 3. Неустойчивость и локализация пластической деформации и разрушение

Влияние водорода на параметры локализации пластической деформации в монокристаллах аустенитных сталей

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
bsa@ispms.tsc.ru

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

В настоящей работе получены новые данные о влиянии элементов внедрения водорода на развитие локализации пластической деформации. Объектами исследований служили образцы ГЦК-монокристаллов аустенитных сталей Fe–18%Cr–12%Ni. Электролитическое насыщение водородом монокристаллов осуществляли в трехэлектродной электрохимической ячейке с графитовым анодом при постоянном контролируемом катодном потенциале $U = -500$ мВ, задаваемом относительно хлорсеребряного электрода сравнения, в 1N растворе серной кислоты с добавлением 20 мг/л тиомочевины при температуре 323 К в течение 70 ч с предварительной продувкой азотом. Вольтамперные кривые фиксировались с помощью потенциостата IPC-Compact. Подготовленные монокристаллы растягивались на испытательной машине Instron 1185 с одновременной регистрацией полей векторов перемещений $\mathbf{r}(x, y)$ точек на рабочей поверхности образцов методом двухэкспозиционной спекл-фотографии.

Анализ распределений локальных удлинений вдоль направления оси растяжения образца $\varepsilon_{xx} = du/dx$ (u — компонента вектора перемещения $\mathbf{r}(x, y)$ в направлении оси растяжения x) показал, что деформация макроскопически локализована на всех стадиях пластического течения монокристаллов аустенитной нержавеющей стали. Из анализа картин локализации деформации следует, что при растяжении кристаллов в исходном состоянии без водорода на стадии линейного деформационного упрочнения пластическая деформация сосредоточена в равноотстоящих друг от друга на расстоянии $\lambda = 4 \pm 1$ мм зонах локализованной деформации, движущихся со скоростью $V_{aw} = 3.5 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического упрочнения сформировавшаяся ранее система эквидистантных зон локализации деформации становится стационарной, затем неподвижные очаги локализации пластической деформации начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в середине образца, где происходит разрушение. В наводороженных образцах на стадии ли-

нейного деформационного упрочнения картина локализации пластической деформации представляет собой совокупность широких зон, состоящих из двух-трех связанных очагов локализованной деформации с характерным расстоянием между ними $\lambda = 6.5 \pm 1$ мм. Зоны локализации деформации движутся со скоростью $V_{aw} = 2.5 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения система широких зон локализации деформации становится стационарной. На стадии предразрушения неподвижные очаги локализованной пластической деформации (как и в случае образца без водорода) начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в высокоамплитудных очагах локализации деформации в средней части образца, где произошло уменьшение размеров поперечного сечения, подобное шейке. Затем после достижения предела прочности сформировавшийся одиночный очаг начал двигаться со скоростью $V_{aw} = 3.0 \cdot 10^{-5}$ м/с в направлении подвижного захвата испытательной машины. Трещина зародилась в наводороженном образце вблизи подвижного захвата. Такой характер развития макролокализации деформации на стадии предразрушения наблюдался впервые. Ранее движение одиночной зоны локализации наблюдалось только на начальных стадиях деформационного упрочнения ГЦК-монокристаллов, например на площадке текучести или стадии легкого скольжения, когда пластическое течение осуществлялось в первичной системе скольжения/двойникования. Можно предположить, что легирование водородом $[\bar{1}11]$ стали Fe–18Cr–12Ni–2Mo привело к усилению локализованной деформации скольжением в одной из шести систем скольжения $\langle 110 \rangle \{111\}$ и подавлению шейки, сформировавшейся первоначально в средней части образца.

Таким образом, в настоящей работе установлено влияние прочностных характеристик сталей, определяемых содержанием H , на параметры локализации пластической деформации V_{aw} и λ .

Структура и механические свойства сварных швов, сформированных в процессе сварки взрывом углеродистых сталей

Батаев И.А., Батаев А.А., Мали В.И.¹, Батаев В.А., Буров В.Г., Ложкин В.С.

Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, 630092, Россия, mm@mail.fam.nstu.ru

¹ Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия

Анализ основных дислокационных механизмов упрочнения металлических материалов свидетельствует о том, что прочностные свойства,

с одной стороны, и показатели пластичности, вязкости и трещиностойкости, с другой, находятся в явном противоречии. Как правило, активизация механизмов дислокационного упрочнения, способствующих росту предела текучести и обеспечивающих, соответственно, снижение металлоемкости проектируемых из материала конструкций, приводит к снижению вязкости материала. Иная картина наблюдается при формировании композиционных материалов слоистого типа. Результаты экспериментальных исследований свидетельствуют о том, что при испытании таких материалов, полученных по технологии сварки взрывом, возможен одновременный рост как прочностных свойств, так и ударной вязкости. Цель данной работы заключалась в исследовании структурных преобразований в поверхностных слоях тонколистовых пластин из низкоуглеродистой стали и в изучении поведения сварных швов в условиях статического, динамического и циклического нагружения.

Исследовали трех-, четырех-, тринадцатислойные композиты и композиты, состоящие из двадцати одного слоя, сваренные за одну установку (3, 4 слоя), за два (13 слоев) и три этапа (21 слой). Листовые заготовки имели размеры $70 \times 120 \times 1$ мм. На примере тринадцатислойных материалов из стали 20 показана возможность одновременного двукратного роста прочностных свойств и ударной вязкости, а также увеличения усталостной трещиностойкости при существенном снижении пластичности материала. Взрывчатым веществом служил аммонит 6ЖВ.

Результаты численного моделирования, выполненного в системе AUTODYN 11.0, свидетельствуют о том, что максимальная температура, зафиксированная в точке контакта соединяемых пластин, составляет 2000–2300 К, что значительно выше температуры плавления стали. Глубина зоны локального повышения температуры не превышает 0.1 мм.

Характерной для исследуемых сварных швов особенностью является формирование вихреподобных построений. Методами структурного анализа показано, что такого рода построения, формируемые при сварке взрывом, обусловлены переходом материала в жидкое состояние и имеют дендритное строение. Диаметр отдельных дендритов составляет 200–800 нм, длина — несколько микрометров. В процессе ускоренного охлаждения расплавленной зоны образуется структура мелкокристаллического высокопрочного мартенсита.

С использованием просвечивающей электронной микроскопии показано, что размер зеренно-субзеренных построений, формируемых вблизи сварных швов, составляет 100–400 нм. При удалении от сварных швов на 50–100 мкм размер этих построений возрастает до 500–800 нм.

В общем случае следует отметить, что сварка взрывом является эффективным методом формирования многослойных материалов с высоким комплексом механических свойств. Методами структурного анализа

установлено, что причины повышения ударной вязкости и усталостной трещиностойкости связаны с благоприятным влиянием межслойных границ. Границы сварных швов являются эффективными барьерами на пути распространяющихся усталостных трещин. Несмотря на повышенную прочность сварных швов, при динамическом нагружении слоистых материалов материала в поперечном направлении в окрестности сварных швов формируются изломы с явными признаками вязкого разрушения. Зафиксированы случаи, когда усталостные трещины, попадая на сварные швы волнообразной формы, некоторое время движутся по волне в обратном направлении.

Двойникование в пластинчатом перлите при высокоскоростной деформации стали

*Батаев И.А., Батаев А.А., Чумаченко А.Ю., Ложкин В.С.,
Приходько Е.А., Морева Н.А.*

Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, 630092, Россия, mm@mail.fam.nstu.ru

В работе М.А. Мейерса и Л.Е. Мура [1] отмечается, что с повышением скорости нагружения и давления в металлах активизируется механизм деформационного двойникования. Двойники деформации появляются даже в тех металлах и сплавах, в которых при обычных (квазистатических) условиях их образование является нетипичным. К таким сплавам относятся, например, широко распространенные углеродистые стали. Образование двойников в ферритных зернах этих сталей является известным явлением и описано в большом количестве работ. В то же время формирование двойников в структуре перлита является достаточно редким и малоизученным явлением. Имеются данные о том, что деформация двойникованием затруднена при наличии даже относительно небольшого количества частиц второй фазы. Одна из наиболее значимых работ, посвященных двойникованию в эвтектоиде, была проведена Х.К. Боуденом и М.П. Келли [2]. В большинстве из выполненных работ явление двойникования перлита наблюдалось либо при одноосной деформации сжатием, либо в условиях, когда сжимающие напряжения доминировали над растягивающими.

В данной работе в качестве объекта исследования использовали трубы с внешним диаметром 60 мм и толщиной стенки 10 мм, изготовленные из стали со средним содержанием углерода 0.6 %. В исходном состоянии сталь имела феррито-перлитную структуру. Основной составляющей являлся перлит пластинчатого типа. Высокоскоростное деформирование и разрушение образцов осуществлялось в процессе дето-

нации заряда взрывчатого вещества, помещенного внутрь трубы. Образованные после разрушения трубчатого образца фрагменты исследовали методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

Двойники деформационного происхождения, формирующиеся в пластинчатом перлите, несмотря на малый размер, отчетливо выявляются методом оптической металлографии. На снимках они выглядят в виде тонких слегка изогнутых линий, распространяющихся внутри перлитных колоний. Изгиб кристаллографически правильных дефектов может быть объяснен тем, что после прохождения высокоскоростных ударных волн дальнейшая деформация материала развивается по механизму скольжения дислокаций. В пределах одной перлитной колонии двойники расположены под различными углами к цементитным пластинам. Этот факт подтверждается результатами растровой электронной микроскопии. Высокие давления и скорости деформации, реализуемые в процессе ударного нагружения, приводят к активизации всех возможных плоскостей семейства $\{211\}$ в пределах одной колонии перлита, что выражается в появлении фигур в виде треугольников.

Наиболее надежным методом, подтверждающим образование двойников деформации в перлите, является просвечивающая электронная микроскопия. Анализ изображений, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии, свидетельствует о том, что кристаллографическая ориентировка двойника при пересечении им цементитных пластин остается постоянной. Этот факт легко объясняется наличием единой для всей колонии перлита ферритной матрицы.

Литература

1. Мейерс М.А., Мурр Л.Е. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 512 с.
2. Bowden H.K., Kelly P.M. Deformation twinning in shock-loaded pearlite // Acta Metal. – 1957. – V. 15. – P. 105–111.

Влияние концентрации и распределения водорода на локализацию деформации в субмикроструктурном сплаве Ti–6Al–4V

Грабовецкая Г.П., Степанова Е.Н., Забудченко О.В., Чернов И.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
grabg@ispms.tsc.ru

Изучено развитие деформационных процессов в условиях растяжения и ползучести при температуре 293 К в сплаве Ti–6Al–4V–H в мел-

козернистом ($d_{cp} \sim 10$ мкм) и субмикроструктурном ($d_{cp} \sim 0.3$ мкм) состояниях в зависимости от содержания и распределения в них водорода.

Установлено, что легированный водородом до 0.1 мас. % сплав Ti–6Al–4V–H в субмикроструктурном состоянии имеет более высокие механические свойства по сравнению с соответствующими свойствами для крупнозернистого состояния.

Особенностью деформации субмикроструктурного сплава Ti–6Al–4V технической чистоты по водороду (концентрация водорода 0.002 мас. %) в процессе растяжения и ползучести при комнатной температуре является развитие полос локализованной деформации на различных масштабных уровнях.

Присутствие в субмикроструктурном сплаве Ti–6Al–4V–(0.05–0.1)H водорода в виде отдельных выделений гидридов способствует развитию локализации пластической деформации на мезо- и макромасштабных уровнях и снижает величину деформации до разрушения. В то же время, находясь в твердом растворе, водород повышает устойчивость субмикроструктурного сплава Ti–6Al–4V–(0.05–0.1)H к локализации пластической деформации. При этом наблюдаются снижение значения предела текучести, рост эффекта деформационного упрочнения и предела прочности, а также увеличение равномерной деформации и общей деформации до разрушения.

Растворенный в мелкозернистом сплаве до концентрации 0.1 мас. % водород практически не изменяет его прочностные и пластические характеристики при комнатной температуре. В то же время наличие в сплаве выделений гидридов уже при общей концентрации водорода 0.05 мас. % приводит к образованию трещин и уменьшению равномерной деформации и общей деформации до разрушения.

Зависимость коэффициента деформационного упрочнения от истинной деформации для субмикроструктурного сплава Ti–6Al–4V–(0.05–0.1)H в случае присутствия водорода в твердом растворе становится 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 и повышение устойчивости к локализации деформации, свидетельствует об активации дислокационного механизма деформации в субмикроструктурном сплаве Ti–6Al–4V–H в присутствии водорода в твердом растворе.

Деформационное поведение и механизмы пластической деформации на мезоуровне ультрамелкозернистого алюминия при растяжении

Иванов К.В., Найденкин Е.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
ikv@ispms.tsc.ru

В последние годы установлено, что механическое поведение ультрамелкозернистых металлов и сплавов, полученных воздействием интенсивной пластической деформации, существенно отличается от соответствующих крупнозернистых аналогов, что вызвано значительным увеличением роли механизмов деформации, связанных с границами зерен. Предполагается, что ультрамелкий размер зерна и, соответственно, относительно большая доля границ зерен, а также их неравновесное состояние могут активировать диффузионно-контролируемые механизмы деформации, такие как зернограничное проскальзывание и вращение зерен при низких гомологических температурах ($\sim 0.3T_{пл}$). Развитие зернограничного проскальзывания при комнатной температуре экспериментально наблюдали при пластической деформации ультрамелкозернистых меди, никеля, алюминия и алюминиевых сплавов. Однако до настоящего времени в литературе недостаточно надежных количественных данных о величине вклада различных механизмов в общую деформацию. В связи с вышеизложенным в работе была поставлена задача изучить механизмы деформации, действующие при растяжении ультрамелкозернистых металлов при комнатной температуре и определить их вклады в общую деформацию.

Для решения поставленной задачи методами сканирующей ионно-электронной микроскопии и EBSD-анализа исследовали деформационное поведение и эволюцию структуры, а также рельеф, возникающий на предварительно полированной поверхности образцов ультрамелкозернистого алюминия при пластической деформации на растяжение. Установлено, что указанный материал демонстрирует отсутствие заметного деформационного упрочнения при растяжении, и значения пределов прочности и текучести различаются лишь на несколько процентов. В то же время наблюдается сильная локализация деформации, причем формирование шейки начинается практически сразу же после достижения предела текучести. Деформационный рельеф на поверхности образцов свидетельствует о дислокационном скольжении в крупных зернах. При этом отчетливо видны ступеньки на границах зерен, отвечающие сдвигу отдельных зерен друг относительно друга, т.е. зернограничное проскальзывание. Кроме того, имеет место формирование полос локализо-

ванной деформации. Вклад зернограничного проскальзывания в общую деформацию был рассчитан по измерению сдвига зерен друг относительно друга. Для этого на образец перед деформированием наносили риски. Сдвиг зерен можно также визуализировать на поперечном сечении поверхности, изготовленном сфокусированным ионным пучком. Расчет вклада зернограничного проскальзывания в общую деформацию на участках, деформированных до различных степеней, показал, что его величина варьируется от 15 до 25 %, причем с ростом деформации вклад зернограничного проскальзывания в общую деформацию снижается.

О свойствах сплавов при периодическом деформировании

Капустин В.И., Гилета В.П., Захарченко К.В.

Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, 630092, Россия, macler06@mail.ru

Целями работы ставятся задачи: изучение кинетики трехосного неупругого деформированного состояния при напряжениях близких к пределу выносливости в условиях асимметричного периодического нагружения; определение зависимости условных пределов упругости от средней составляющей цикла напряжений. Здесь за условный предел упругости материала принимается напряжение, при котором процесс деформирования становится некруговым (круговой процесс — процесс, при котором термодинамическая система, претерпев ряд превращений, возвращается в исходное состояние).

Предполагается, что предельное состояние материала, возникающее при переходе в стадию усталостного повреждения, можно описать уравнением Гиббса: $\Delta G = K\sigma_0\Delta V_0 - \Delta U - \Delta ST_0$, где ΔG — свободная энергия Гиббса; σ_0 — гидростатическое напряжение; ΔV_0 — изменение объема; ΔU — изменение внутренней энергии материала; ΔS — энтропия; T_0 — температура.

В работе представляется методика исследования характеристик уравнения состояния на полированных образцах материала при асимметричных циклах, мягком периодическом нагружении. На примере исследования образцов из алюминиевых сплавов и сталей с применением сервогидравлических машин фирм MTS, INSTRON, тепловизора AGA, средств оптической микроскопии и трехмерной топографии на Zygo New View 7300 представлены результаты апробации методики.

В результате исследований получены экспериментально параметрические зависимости амплитуд деформации объема и интенсивности деформаций от средней составляющей цикла указанных деформаций, где в качестве параметра используется число циклов нагружения; дан-

ные об изменении топографических картин поверхности образцов; диаграммы предельных с точки зрения уравнения Гиббса амплитуд напряжений при нагружении образцов асимметричными циклами.

Результаты исследований свидетельствуют о том, что периодическое нагружение асимметричными циклами в области положительных напряжений может приводить к возникновению эффекта компакции (уменьшения объема) и появлению текстуры на поверхности образца. Возникновение эффекта компакции связывается с переупаковкой структуры и фазовыми превращениями при деформировании сплавов и сталей за пределом упругости.

Делается вывод о том, что полученные в работе характеристики нагружения, удовлетворяющие уравнению $\Delta G = 0$, можно рассматривать, как условные пределы упругости и пределы ограниченной выносливости материала.

Работа выполнена в рамках РФФИ (грант № 10-08-00-220) и ФЦП «Научные и научно-производственные кадры инновационной России» (госконтракт № 02.740.11.0819).

Механическое двойникование и ориентационная зависимость критических скалывающих напряжений в ОЦК-монокристаллах Fe–Cr–Co–Mo при спинодальном расслоении

Кириллов В.А., Чумляков Ю.И.¹, Киреева И.В.¹

ОАО «Научно-производственный центр «Полюс», Томск, 634050, Россия,
vladk@sibmail.com

¹ ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ»,
Томск, 634050, Россия

Методами механических испытаний, электронной микроскопии, рентгеноструктурного и металлографического анализа исследованы особенности пластической деформации ОЦК-монокристаллов различных ориентаций высококоэрцитивного сплава Fe–28%Cr–10%Co–2%Mo (ат. %) в гомогенном и гетерогенном состояниях при $T = 77–833$ К.

Критические скалывающие напряжения $\tau_{кр}$ гомогенных кристаллов имеют ориентационную и температурную зависимость, характерную для ОЦК-материалов. В области термически активируемого скольжения $T < 373$ К наблюдается заметная ориентационная и сильная температурная зависимость $\tau_{кр}$. В области атермического скольжения $T = 373–833$ К эти напряжения слабо зависят от температуры, не зависят от ориентации и способа нагружения (растяжение/сжатие) и составляют $\tau_{кр} = 200–$

220 МПа. Кристаллы всех ориентаций при всех температурах (кроме криогенных) деформируются исключительно скольжением. При сжатии ($T = 77$ К) кристаллов двойниковых ориентаций [011]-[111] наблюдается механическое двойникование.

В результате старения при $T = 913-773$ К происходит спинодальный распад сплава на богатую Fe и Co фазу α_1 и богатую Cr и Mo фазу α_2 , сопровождающийся значительным ростом $\tau_{кр}$.

Установлено, что в процессе деформации состаренных кристаллов двойниковых ориентаций ([001]-[012]-[112] при растяжении и [011]-[111]-[112]-[012] при сжатии) при $T = 77-833$ К механическое двойникование доминирует с предела текучести. Напряжение двойникования слабо зависит от температуры и составляет около 300 МПа. В ходе старения температурная зависимость $\tau_{кр}(T)$ при скольжении сохраняется. При этом ориентационная зависимость скалывающих напряжений τ значительно усиливается. Она наблюдается при всех температурах испытаний, включая не только область термически активируемого скольжения (как в гомогенных кристаллах), но и область атермического скольжения $T > 373$ К. Эта зависимость проявляется, во-первых, в том, что кристаллы антидвойниковых ориентаций деформируются скольжением, а двойниковых — двойникованием, для которого $\tau_{кр}$ значительно ниже, чем для скольжения. Во-вторых, $\tau_{кр}$ скольжения в кристаллах двойниковых ориентаций, определенное по первому появлению скольжения после некоторой деформации двойникованием, ниже, чем в кристаллах антидвойниковых ориентаций. Так, при $T = 573$ К $\tau_{кр}$ скольжения в кристаллах двойниковой ориентации ([001] при растяжении и [011] при сжатии) составляет 480 МПа, а антидвойниковой ([011] при растяжении и [001] при сжатии) — 540 МПа (старение при $T = 793$ К в течение 12 ч).

В состаренных кристаллах наблюдается χ - ψ -эффект: при растяжении кристаллов ориентации $[\bar{1}34]$ и $T = 573$ К плоскость результирующего сдвига в процессе скольжения отклонена на $8^\circ-10^\circ$ от максимально напряженной $(\bar{1}\bar{1}47)$ к $(\bar{1}0\bar{1})$. Согласно известным экспериментальным данным и теоретическим представлениям, этот эффект, как правило, проявляется одновременно с ориентационной зависимостью $\tau_{кр}$.

Построена теоретическая модель, основанная на значительном вкладе в спинодальное упрочнение различий энергии дефекта упаковки γ в фазах α_1 и α_2 . Полная винтовая дислокация $1/2\langle 111 \rangle$ в фазе с меньшим значением γ сильнее расщепляется на частичные $(1/6\langle 111 \rangle)$ и обладает меньшей энергией, поэтому для ее движения из фазы α_2 в фазу α_1 требуются значительные напряжения. Поскольку расщепленность зависит от ориентации приложенных напряжений, наблюдается ориентационная зависимость $\tau_{кр}$.

Молекулярно-динамическое изучение влияния границ зерен и температуры на зарождение и развитие локальных структурно-фазовых перестроек в титане на атомном уровне при нагружении

Коноваленко Ив.С., Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
ivkon@ispms.tsc.ru

Пластическая деформация в материалах представляет собой сложный процесс, связанный с зарождением и эволюцией дефектов структуры на различных масштабных уровнях. Зарождение процессов пластичности начинается на микромасштабном (атомном) уровне, и в последующем дефектная структура развивается на более высоких масштабных уровнях. На мезо- и макромасштабных уровнях механизмы возникновения дефектной подсистемы нагружаемого материала достаточно хорошо изучены. Несмотря на значительные успехи в изучении структурного отклика различных материалов при механическом воздействии, проблема зарождения пластической деформации на атомном уровне изучена недостаточно глубоко и продолжает интенсивно исследоваться во многих теоретических и экспериментальных работах. Отметим, что исследование атомных механизмов, ответственных за генерацию локальных структурно-фазовых перестроек, является важной фундаментальной проблемой физики твердого тела и современного материаловедения. Малость пространственных и временных масштабов изучаемых процессов приводит к тому, что экспериментальное изучение этого вопроса встречает значительные трудности. Эффективным подходом к решению данной проблемы является компьютерное моделирование. В связи с вышесказанным, целью настоящей работы является исследование атомных механизмов зарождения и развития структурно-фазовых перестроек в кристаллите титана при механическом нагружении на основе компьютерного моделирования.

Поставленная задача решалась методом молекулярной динамики с использованием многочастичных потенциалов межатомного взаимодействия, полученных в рамках метода погруженного атома. Моделируемый кристаллит титана представлял собой прямоугольный параллелепипед и содержал симметричную наклонную межзеренную границу.

На двух противоположных гранях кристаллита задавались жесткие граничные условия. Две другие грани образца представляли собой свободные поверхности, а в третьем направлении использовались периодические граничные условия. Растяжение кристаллита проводилось в направлении жестких граничных условий.

При растяжении кристаллита с идеальной структурой его потенциальная энергия монотонно увеличивается с ростом деформации и при достижении некоторого порогового значения начинает достаточно быстро уменьшаться. Возникновение максимума на кривой зависимости потенциальной энергии от деформации и последующий спад кривой связаны с началом зарождения и развития пластической деформации. С ростом интенсивности нагружения скорость спада кривой после достижения максимума уменьшается, что может быть связано с инерционностью аккомодационных процессов нагружаемого кристаллита. Сравнение результатов расчетов для кристаллита с идеальной структурой и межзеренной границей показывает, что пороговое значение деформации при одинаковых условиях нагружения всегда больше для кристаллита с идеальной структурой. В то же время было обнаружено, что увеличение скорости нагружения приводит к росту пороговой величины деформации. Это объясняется тем, что релаксационные процессы в материале «не успевают» за навязанными ему структурными перестройками.

Более детальное изучение зарождения и развития пластической деформации в нагружаемых кристаллитах проводилось на основе анализа динамики относительных атомных смещений в нагружаемых кристаллитах. Величины атомных смещений оценивались безразмерным вектором смещений

$$\mathbf{P}_i = (1/N_s) \sum_{i \neq j}^{N_s} ((\mathbf{r}^{ij} - \mathbf{r}_0^{ij}) / |\mathbf{r}_0^{ij}|),$$

где j — ближайший сосед атома i ; N_s — число ближайших соседей; \mathbf{r}^{ij} и \mathbf{r}_0^{ij} — радиус вектор j -го относительно i -го в текущем и исходном положениях соответственно.

Расчеты показали, что зарождение пластической деформации в кристаллитах титана сопровождается достаточно быстрым уменьшением доли атомов с относительно малыми значениями ($|\mathbf{P}_i| < 0.05$) локальных смещений и ростом доли атомов с достаточно большими значениями ($|\mathbf{P}_i| > 0.07$) локальных смещений. Для кристаллита с идеальной структурой генерация локальных структурно-фазовых перестроек носит вероятностный характер и связана с атомными термофлуктуациями. В случае деформирования кристаллита с межзеренной границей зарождение пластической деформации носит тот же характер, но ее локализация ограничена межзеренной областью и характеризуется меньшим значением пороговой деформации. Показано, что локальные структурные изменения определяются перестройками на первой и второй координационных сферах.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ № 09-08-00498-а.

Расчет термоактивационных параметров в чистых ГЦК-металлах после больших деформаций

Корзникова Е.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия,
helene@yandex.ru

Нанокристаллические и субмикрокристаллические известны благодаря необычным физико-механическим свойствам. Один из методов интенсивной пластической деформации, позволяющий достичь наименьшего размера зерна — кручение под высоким квазигидростатическим давлением. Чистые металлы никель и медь подвергали интенсивной пластической деформации кручением с различными параметрами. Исследования проводили методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Известно, что на калориметрической кривой нагрева сильно деформированных металлов есть ряд экзотермических пиков, появление которых обусловлено отжигом различных типов дефектов. Влияние на температуру пика оказывает скорость нагрева образца в ячейке калориметра. Было установлено, что с увеличением скорости нагрева происходит незначительное уменьшение температур пиков. Этот эффект был использован для определения энтальпии активации дефектов путем построения диаграммы Киссинджера. Рассматривали два вида пиков — дислокационный и вакансионный. Расчет энергий активации миграции дефектов Q_{mig} производился для образцов с различными степенями деформации и приложенным давлением. Из расчетов видно, что энергия активации миграции вакансий составляет примерно 0.65 эВ и не меняется с ростом степени деформации, что согласуется с постоянной температурой вакансионного пика. Эта величина примерно в 2 раза известного значения для объемной диффузии. Это может означать, что в процессе отжига происходит также миграция вакансий по ядру краевых дислокаций. Значение Q_{mig} для дислокаций составило приблизительно 0.95 эВ, и не зависит от степени деформации при значениях $\gamma \leq 15$. Значения энергии активации определенное из дислокационного пика для меди составило 1.2 эВ для наименьшей степени деформации, но с ее ростом быстро выходит на насыщение, снижаясь до уровня 0.8 эВ.

Таким образом, было показано, что величина энтальпии активации миграции дефектов практически не зависит от степени приложенной деформации. Для вакансий энергия активации примерно в 2 раза меньше энергии активации объемной диффузии. Расчет термоактивационных параметров имеет большое значение для оценки термостабильности металла, так как эволюция структуры при отжиге происходит за счет последовательной релаксации и аннигиляции различных типов дефектов.

Влияние параметров междислокационных взаимодействий на напряжение разрушения дислокационного соединения в ГЦК-кристаллах

Куринная Р.И., Зголич М.В., Гуцин В.Ю., Старенченко В.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия, riklaz@mail.tomsknet.ru

Томский государственный университет систем управления и радиотехники,
Томск, 634050, Россия

Контактное взаимодействие дислокаций некомпланарных систем скольжения является одним из источников деформационного упрочнения. В результате реакции получается дислокационное соединение EF , ограниченное тройными дислокационными узлами (E и F). Как известно соединения являются прочными препятствиями атермического характера, и тем самым вносят один из основных вкладов в сопротивление движению дислокаций. Для преодоления такого препятствия требуется дополнительное напряжение, которое дает некоторый парциальный вклад в напряжение течения.

В данной работе рассмотрено поведение дислокационного соединения под действием приложенного напряжения. Реагирующие дислокации условно поделены на 10 частей. Пересечения реагирующей скользящей дислокаций (обозначена QP) и дислокации леса (обозначена NM) рассматривались в зависимости от отношения длин сегментов $\gamma_g = QO/QP$ скользящей дислокации и отношения длин сегментов $\gamma_f = NO/NM$ дислокации леса (O — точка пересечения дислокаций). В расчетах для каждого фиксированного отношения длин сегментов $\gamma_g = QO/QP$ скользящей дислокации были рассмотрены девять отношений длин сегментов $\gamma_f = NO/NM$ дислокации леса.

Тройные дислокационные узлы E и F под действием внешнего напряжения меняют свое положение. Рассмотрим возможные схемы разрушения дислокационного соединения.

Оба узла устойчивы, но длина соединения стала равна нулю, в результате того, что один из узлов (узел E) догнал второй (узел F). Оба узла движутся под действием приложенного напряжения, но один (узел F) движется медленнее, а второй (узел E) движется быстрее. Соединение разрушается в результате того, что один узел догоняет второй.

Вторая возможная ситуация, когда соединение не разрушается, а генерирует длинный барьер. Эта ситуация реализуется, когда один узел (узел E) устойчив, а другой узел (узел F) теряет устойчивость. Под действием напряжения оба узла движутся, но узел E менее подвижный, узел F более подвижный и при определенных значениях напряжения теряет устойчивость, в результате образуется длинный барьер.

Возможна третья ситуация, когда под действием приложенного напряжения, один из сегментов дислокационной конфигурации достигнет критической конфигурации и заработает как источник Франка–Рида.

В представленной работе расчеты проведены для монокристалла меди при ориентации оси деформации $[100]$, модуль сдвига $G = 5.46 \cdot 10^4$ МПа, модуль вектора Бюргерса $b = 2.5 \cdot 10^{-10}$ м. Угол наклона реагирующей скользящей дислокации к линии пересечения взаимодействующих плоскостей $\alpha = 10^\circ$. Угол наклона реагирующей дислокации леса к линии пересечения взаимодействующих плоскостей $\varphi = 10^\circ$. Рассмотрена зависимость значений напряжения разрушения от геометрии дислокационной конфигурации, дислокационных реакций, реализуемых для данной оси деформации и плотности дислокаций. Также рассмотрено влияние вариации угла наклона α скользящей дислокации к линии пересечения взаимодействующих плоскостей.

При расчетах выявлено, что с ростом значений плотности дислокаций ($\rho = 10^{12} - 10^{11} \text{ м}^{-2}$) напряжение разрушения растет. В зависимости от дислокационной реакции максимальное значение приложенного напряжения, необходимого для разрушения образованного соединения, соответствует различным типам дислокационной конфигурации. Однако во всех рассмотренных случаях, независимо от значений плотности дислокации или рассматриваемой реакции, характерно соответствие наиболее прочных соединений (требующих наибольшего приложенного напряжения для разрушения) симметричным, относительно линии пересечения плоскостей скольжения, дислокационным конфигурациям. Таким образом, наибольшее внешнее напряжение для разрушения требуется для соединений, образованных при равных параметрах $\gamma_g = \gamma_f$ ($\gamma_g = QO/QP$, $\gamma_f = NO/NM$) и равных углах наклона ($\varphi = \alpha = 10^\circ$) реагирующих дислокаций к линии пересечения взаимодействующих плоскостей.

Наиболее вероятными механизмами разрушения образованного соединения является возрастание под действием приложенного напряжения длины соединения, что приводит к образованию длинного барьера или один из сегментов достигает критической конфигурации и начинает работать как источник Франка–Рида.

При увеличении угла наклона α скользящей дислокации к линии пересечения взаимодействующих плоскостей напряжение разрушения уменьшается. Так же следует отметить, что при гибкости дислокаций напряжение необходимое для разрушения образованных соединений в среднем на 10 % ниже, чем в случае прямолинейных дислокаций.

Анализ закономерностей локализации деформации и разрушения металлических материалов в условиях динамического нагружения

*Ляпунова Е.А., Чудинов В.В., Петрова А.Н.¹, Уваров С.В.,
Соковиков М.А., Наймарк О.Б., Бродова И.Г.¹*

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, 614013, Россия,
lyapunova@icmm.ru

¹ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, 620990, Россия

Работа посвящена экспериментальному исследованию закономерностей локализации деформации и разрушения в сильнодеформированных слоях различных материалов (армко-железо, медь, сплав А6061) в области реализации значительных сдвиговых деформаций в условиях динамического нагружения. Разрушение цилиндрических образцов-мишеней осуществлялось разгоняемым до различных скоростей стальным стержнем по механизму выноса «пробки» [1]. Повышенная твердость, а также характер расположения линий деформации, их концентрация вблизи поверхности разрушения и относительно небольшая ширина сильнодеформированного слоя позволяют сделать вывод об интенсивности деформационных процессов, протекающих в этой области. Рассматриваемые процессы пластического течения связаны с коллективным поведением элементов структуры на многих масштабных уровнях: формирование дислокационных стенок при фрагментации отдельных зерен, образование линий течения материала на микро- и мезомасштабных уровнях и рассматриваются как результат структурно-скейлинговых переходов [2]. Применение концепции фрактальности позволило изучить закономерности формирования рельефа на широком диапазоне масштабов и дать их количественную оценку, что может быть использовано при анализе механизмов неустойчивости пластического сдвига в условиях динамического нагружения.

Работа выполнена в рамках грантов РФФИ №№ 09-01-92005-НС_а, 11-01-00712-а.

Литература

1. *Ляпунова Е.А., Соковиков М.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б.* Исследование закономерностей локализации пластической деформации при высокоскоростном пробивании образцов из сплава А6061 // Вестник ПГТУ. – 2010. – № 2. – С. 79–86.
2. *Наймарк О.Б.* Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физ. мезомех. – 2003. – Т. 6. – № 4. – С. 45–72.

Изучение ориентационной зависимости механизма деформации и локализации пластического течения в монокристаллах стали Гадфильда при сжатии

*Мельников Е.В., Захарова Г.Г., Тукеева М.С.,
Кибиткин В.В., Астафурова Е.Г.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
melnickow-jenya@yandex.ru

Методами оптической микроскопии, корреляции цифровых изображений, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследовали ориентационную зависимость механизма деформации и эволюции следов сдвига на поверхности $\langle 144 \rangle$, $\langle 113 \rangle$, $\langle 123 \rangle$, $\langle 001 \rangle$, $\langle 1510 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ монокристаллов аустенитной стали Гадфильда Fe–13Mn–(1.0–1.3)C (мас. %) при одноосном сжатии ($T = 20^\circ\text{C}$).

Показано, что в монокристаллах стали Гадфильда наблюдается сильная ориентационная зависимость механизма деформации, вида кривых «напряжение – деформация», стадийности пластического течения.

Металлографические и электронно-микроскопические исследования показали, что в $\langle 111 \rangle$ -монокристаллах с предела текучести деформация развивается скольжением в нескольких системах одновременно и сопровождается формированием и развитием полос локализованной пластической деформации. Они делят весь объем кристалла на деформированные и недеформированные области. Деформация сосредоточена в полосах и происходит как скольжением, так и двойникованием. Образование полос локализованной пластической деформации сопровождается срывами нагрузки на кривых течения. При деформировании при $\varepsilon > 15\%$ пластическое течение становится устойчивым по сравнению со стадией образования полос локализованной пластической деформации и происходит во всем объеме материала, а двойникование наблюдается как внутри, так и вне полос локализованной деформации.

Используя метод корреляции цифровых изображений, были построены зависимости деформаций $\varepsilon_{xx}(x)$ в направлении приложенной силы и $\varepsilon_{yy}(y, x = \text{const})$ в поперечных сечениях, на разном расстоянии от края образца. Это позволили не только качественно, но и количественно оценить величину локализации деформации $\langle 111 \rangle$ -монокристаллов стали Гадфильда. Показано, что деформация вдоль оси сжатия протекает неоднородно. Сдвиг координат полос локализованной пластической деформации связан с ее наклоном, а обнаруженные отрицательные значения продольной компоненты тензора соответствуют условиям нагружения — одноосное сжатие. Деформация в поперечных сечениях протекает равномерно, за исключением случая, когда сечение пересекает полосы

локализованной пластической деформации, где значения деформации приблизительно на порядок выше. Амплитуда поперечной деформации соответствует деформации продольной, но отличается знаком.

Пластическое течение в монокристаллах, ориентированных для сжатия вдоль направлений $\langle 144 \rangle$, $\langle 113 \rangle$, $\langle 123 \rangle$, $\langle 001 \rangle$ и $\langle 1510 \rangle$, с предела текучести развивается скольжением, но при $\varepsilon < 1\%$ происходит смена механизма деформации от скольжения к двойникованию. Деформация проходит однородно (без образования полос локализованной деформации) по всему объему образца и число действующих систем сдвига определяет стадийность пластического течения. Это подтверждают металлографические и электронно-микроскопические исследования.

Установлено, что ориентационная зависимость локализации деформации в монокристаллах стали Гадфильда связана с ориентационной зависимостью механизма деформации. Множественное скольжение с предела текучести способствует образованию полос локализованной пластической деформации, а механическое двойникование подавляет их развитие.

Термографические исследования локализации пластической деформации при растяжении плоских стальных образцов с дефектами

Мойсейчик Е.А.

Белорусский национальный технический университет, Минск, 220019, Беларусь,
emoisseitchik@mail.ru

В элементах металлических конструкций возникновение предельных состояний связано с локализацией пластической деформации, проявляющейся в образовании конкретных фигур. Такие фигуры для мягкой стали впервые были описаны В. Людерсом (1860 г.), проявление их при различных операциях обработки сталей на Обуховском заводе систематизировал и обнаружил Д.К. Чернов (1885 г.), а детально исследовал Л. Гартман (1896 г.). Такие фигуры экспериментально зафиксированы и другими авторами. При деформировании образцов первые фигуры деформации возникают в окрестности дефектов. Полосы скольжения появляются и при растяжении, сжатии, изгибе, других видах деформационного воздействия.

Анализ опубликованных фигур деформации позволяет выявить их характерные особенности. Так, полосы скольжения всегда зарождаются у свободной поверхности. Их траектории прямолинейны, если на поверхности зарождения полосы отсутствует нагрузка; при наличии на-

грузки — полосы криволинейные. Ширина полос изменяется вдоль ее траектории и на отдельных участках принимает клинообразную форму. Ширина полосы большая на участках, где должно быть большим относительное удлинение материала при деформировании. Предельная ширина полосы скольжения определяется характерным размером дефекта, ответственного за ее образование (например, диаметр отверстия).

Угол наклона полосы к направлению действия силы при свободном деформировании близок к 45° , при стеснении деформационного процесса величина угла может увеличиваться или уменьшаться. Схема траекторий полос скольжения в элементе определяется расположением очагов их образования (дефектов). Начальная анизотропия материала и процессы старения приводят к изменению этого угла. Полосы скольжения разделяют материал на блоки: в полосах скольжения материал находится в пластически активированном состоянии, вне полос скольжения — в упругой стадии. Неупругая стадия деформирования материала представляет собой процесс возникновения очагов скольжения и их волноподобного развития в следящем за изменением внешних (граничных) перемещений режиме. С физико-химических позиций сталь представляет собой твердый раствор различных элементов в железе. С изменением термодинамических параметров (давление, температура, объем и др.) химический состав и свойства зерен и их границ изменяются. В основном такие изменения (реакции) протекают в пластически активированных объемах материала, т.е. при развитии полос пластичности. Можно допустить, что если после прохождения фронта скольжения по всей рабочей зоне материала, последний обладает способностью к созданию новых полос скольжения, то может образоваться отраженная (новая) волна скольжения и т.д. На развитие этого процесса накладывают ограничения величина граничного перемещения элемента, соотношение скоростей граничного перемещения с фазовой и групповой скоростью волны скольжения, способность пластически активированного материала к упрочнению. Современная техника позволяет изучать полосы сдвига в отдельных кристаллах зерен, выявлять дислокационную природу процесса деформирования и разрушения. Механика зарождения и развития полос сдвига в кристаллах во многом напоминает подобные процессы в макрообъемах различных сплавов. С использованием компьютерных технологий можно в некотором приближении воспроизвести кинетику процесса зарождения и движения фронта пластичности вдоль рабочей зоны образца. Эксперименты показали, что полосы сдвига создают условия для зарождения трещин в элементах конструкций и их развития. Поэтому актуальным является изучение кинетики зарождения и развития полос скольжения, выявление расположения и механизма взаимодействия полос скольжения, например с использованием компьютерной термогра-

фии. Тепловое проявление полос скольжения можно наблюдать экспериментально, например при термографировании растянутых плоских образцов. Для наших экспериментов конструкция различных типов образцов выбиралась так, чтобы полосы сдвига могли зарождаться у моделей дефектов. Материал образцов — листовая сталь ВСтЗсп толщиной 10 мм, шириной до 200 мм. Образцы нагружались статически растяжением до разрыва на испытательной машине Р-100 по методике ГОСТ 1497-84. В процессе нагружения фиксировалась машинная диаграмма «нагрузка – удлинение» и с помощью компьютерного термографа «ИРТИС-2000» процесс деформирования каждого образца отображался в термофильме. Несколько кадров из термофильмов для двух образцов показаны на рисунке.

Таким образом, испытания образцов показали, что зарождение полос деформации и их развитие определяется расположением дефектов. Вид излома элемента (вязкий–хрупкий) является результатом взаимодействия полос деформации в предельной стадии работы. Инфракрасное сканирование обладает высокой чувствительностью и позволяет на всех стадиях работы стали выявлять локализацию деформаций и возможные очаги зарождения разрушения, контролировать развитие трещин.

Исследование фазового состава образцов стали Гадфильда, подвергнутой пластической деформации

Орлова Ю.А., Абкарян А.К.¹, Квеглис Л.И.¹

Восточно-Казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова,
Усть-Каменогорск, 070020, Казахстан, orlova_ua87@mail.ru

¹ Сибирский федеральный университет, Красноярск, 660041, Россия

Среди износостойких аустенитных сталей особое место занимает высокомарганцовистая сталь Гадфильда, содержащая 1.15 вес. % С и 12. вес. % Mn. Высокая износостойкость данной стали в условиях сильных механических нагрузок на поверхностный слой вызвана ее свойством упрочняться при холодной пластической деформации. Это свойство обусловило применение стали Гадфильда в деталях машин и оборудования, работающих в тяжелых механических условиях.

Цель работы: выявление кристаллической структуры магнитной и немагнитной фаз, образованных в результате пластической деформации в стали 110Г13Л (стали Гадфильда). Для достижения поставленной цели использован метод рентгеновской дифракции на дифрактометре марки BRUKER. Сравнивали спектры стружки, полученной на фрезерном станке при обработке образца, находящегося в исходном аустенитном состоянии (ГЦК-решетка). Стружка, полученная после обработки на

фрезерном станке, имела различные магнитные состояния. Эти состояния фиксировали с помощью постоянного магнита. Были получены 3 типа образцов стружки. Первый тип образцов был взят из стружки с помощью магнита, расположенного от нее на расстоянии ~ 10 см. Второй тип — на расстоянии ~ 5 см. Третий тип не притягивался к магниту даже при непосредственном прикосновении к стружке.

Расшифровка показывает, что параметр решетки ГЦК-фазы аустенита составляет 0.3628 нм, что превышает известное значение параметра решетки, равное 0.3574 нм. Обнаружены следы фазы FeMn_3 . Кроме основных рефлексов фазы аустенита на рентгенограммах обнаружен ряд дополнительных рефлексов. Для расшифровки картин рентгеновской дифракции использовали методы, описанные в [1], а также программу ASTM.

Согласно работам [2, 3] известно, что сталь Гадфильда в результате пластической деформации может приобретать тетраэдрически плотноупакованную структуру. Такая структура формируется при адиабатических процессах, когда переход из исходной структуры аустенита происходит по принципу максимума производства энтропии, т.е. по принципу образования наиболее симметричных фаз. К таким фазам относятся икосаэдрические фазы [3]. Поскольку икосаэдр не может заполнять трехмерное пространство без искажения, то возникают другие структуры, называемые структурами Франка–Каспера [2]. Икосаэдр известен, как фигура Платона или двенадцативершинник (ФК12). Еще три тетраэдрически плотноупакованные кластеры Франка–Каспера обозначаются, как ФК14, ФК15 и ФК16 — по числу вершин.

Выводы: В результате пластической деформации обнаружено аномальное увеличение параметра кристаллической решетки. Обнаружены продукты механохимических реакций как результат пластической деформации.

Литература

1. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Рассторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М.: МИСИС, 2002. — 360 с.
2. Kveglis L.I., Abylkalykova R.B., Noskov F.M., Arhipkin V.G., Musikhin V.A., Cherepanov V.N., Niavro A.V. Local electron structure and magnetization in beta- $\text{Fe}_{86}\text{Mn}_{13}\text{C}$ // Superlattices and Microstructures. — 2009. — V. 46. — P. 116–120.
3. Shechtman D., Blech I., Gratias D. et al. Metallic phase with long-range orientation order no translational symmetry // Phys. Rev. Lett. — 1984. — V. 53. — P. 1951–1953.

Изменение параметров границ зерен в ферритно-мартенситной стали ЭК-181 при одноосном растяжении на стадии образования шейки

Перевалова О.Б., Панин А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
perevalova52@mail.ru

Известно, что при пластическом деформировании границы зерен являются источниками дислокационного скольжения. В электронно-микроскопических экспериментах *in situ* было установлено, что испускание границей зерна дислокаций сопровождается образованием микроступенек в плоскости залегания границы, так называемых зернограницных линий. В ГЦК-сплавах электронно-микроскопически зернограницные линии удавалось также наблюдать в деформированных сжатием образцах как на начальных стадиях (предел текучести, переходная стадия), так и на стадии хорошо развитой пластической деформации (II стадия). Направление зернограницных линий совпадает с направлением выхода октаэдрических систем скольжения на плоскость фольги (следов скольжения). Их плотность пропорционально зависит от плотности следов скольжения. С увеличением плотности следов скольжения происходит изменение углов разориентировки зерен. При этом внутри зерен, начиная с приграничных областей, формируется полосовая разориентированная субструктура, когда вдоль выхода активных систем скольжения на плоскость фольги наблюдаются протяженные малоугловые границы.

В ОЦК-металлах из-за высоких значений энергии дефекта упаковки имеется склонность к поперечному скольжению винтовых компонент дислокаций и формированию ячеистых и субзеренных дислокационных субструктур. Отсутствие дислокационных скоплений на электронно-микроскопических изображениях на стадии развитой пластической деформации не позволяет, как в ГЦК-металлах и сплавах, однозначно утверждать о взаимосвязи эволюции дефектной структуры границ зерен и их параметров с эволюцией внутризеренной дислокационной структуры.

В настоящей работе исследуется фундаментальная проблема взаимосвязи изменения кристаллографических параметров границ зерен и эволюции дислокационной и субзеренной структуры в стали ферритно-мартенситного класса ЭК-181 при одноосном растяжении методами просвечивающей дифракционной и растровой электронной микроскопии, а именно, методом дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОЕ).

В шейке деформированного растяжением образца съемка ДОЕ-карт проводилась в разных локальных местах шейки. На всех картах следует

отметить увеличение количества малоугловых границ зерен и изменения в распределениях границ зерен по углам разориентировки. Во всех локальных местах в шейке образца происходит в той или иной степени увеличение доли малоугловых границ зерен, в том числе границ с углом разориентировки 2° , а также увеличение доли большеугловых границ зерен в интервале 45° – 62° . Доля большеугловых границ зерен в интервале 45° – 62° тем больше, чем больше доля малоугловых границ зерен с углом разориентировки 2° .

В шейке образца в структуре пакетного мартенсита происходит образование субмикроструктурной структуры со средним размером зерен 280 нм, а в ферритной составляющей структуры — субзеренной структуры с размером субзерен более 600 нм. Поскольку шаг сканирования в методе ДОЕ был выбран равным 0.5 мкм, то очевидно, что увеличение доли малоугловых границ зерен обусловлено образованием субзеренной структуры в феррите, а доли большеугловых границ зерен в интервале 45° – 62° — переориентацией границ ферритных зерен.

О переориентации границ ферритных зерен в шейке свидетельствует тот факт, что в плоскости образца ориентировки зерен приобретают преимущественные направления $\langle 100 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$, $\langle 113 \rangle$, как за счет усиления «старых» ($\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$), так и появления «новых» ($\langle 100 \rangle$, $\langle 113 \rangle$) направлений. В рамках теории дислокаций появление каждого текстурного максимума объясняется набором и количеством активных систем скольжения: чем больше активных систем скольжения, тем больше количество текстурных максимумов.

Наибольшую переориентацию испытывают ферритные зерна размером 10–20 мкм. Именно зерна таких размеров вытягиваются вдоль оси деформации. Ориентировки этих зерен дают вклад в текстурные максимумы. Изменение формы и расположения крупных ферритных зерен относительно оси деформации свидетельствует о том, что переориентация зерен сопровождается изменением углов разориентировки в сторону их увеличения и миграцией границ. Внутри таких ферритных зерен отмечается высокая плотность малоугловых границ зерен. Последние имеют дислокационную природу, поэтому увеличение их доли в зернограничном ансамбле может быть обусловлено только увеличением плотности дислокаций. Прямопропорциональная зависимость между долей малоугловых границ зерен в зернограничном ансамбле и долей большеугловых границ зерен с углами разориентировки более 45° косвенно подтверждает тот факт, что границы ферритных зерен являются источниками и стоками внутризеренных решеточных дислокаций.

Таким образом, можно утверждать, что внутризеренное дислокационное скольжение в феррите обеспечивает переориентацию зерен и их границ, что приводит к появлению нескольких текстурных максимумов

и изменению распределения границ ферритных зерен в зависимости от угла разориентировки, при этом эволюция дислокационной структуры в ферритных зернах приводит к образованию в них субзеренной структуры.

Неустойчивость и локализация пластического течения в ГПУ-сплавах циркония

Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,

В работе представлены результаты изучения колебательной неустойчивости пластической деформации, обнаруженной при растяжении конструкционных ГПУ-сплавов циркония. Ранее установлено, что данное явление связано с возникновением и развитием неустойчивого локализованного пластического течения, которое сопровождается периодически прогрессирующим уменьшением поперечного сечения образца в процессе формирования шейки. Цикл неустойчивости соответствует периоду накопления деформации в очаге макролокализации, что находит свое выражение в смене показателя деформационного упрочнения n на параболической стадии деформационной кривой $\sigma \sim \varepsilon^n$. Нелинейная кинетика процесса проявляется в самосогласованном колебательном изменении локальных скоростей упрочнения и последующего разупрочнения в очаге деформации, как в поперечном, так и продольном направлениях.

Проведено исследование взаимосвязи механического поведения и кинетики макролокализации пластического течения с эволюцией микроструктуры и микротекстуры в очаге деформации материала с привлечением методов рентгеноструктурного анализа, дифракции обратно рассеянных электронов, электронной микроскопии. Установлено, что, возникновение и развитие немонотонного деформационного поведения сплавов циркония обусловлено самосогласованным протеканием различных релаксационных процессов на мезо- и микромасштабных уровнях. Показано, что колебательная неустойчивость в режиме «упрочнение – разупрочнение» определяется структурно-ориентационной неустойчивостью в очаге деформации, которая проявляется в немонотонном изменении интенсивности микротекстурных компонент, интегральной ширины отражений, областей когерентного рассеяния, упругих микроискажений, свидетельствующих о периодичности структурных перестроек. Установлена взаимосвязь переменной активности легкого скольжения с цикличностью дислокационных превращений, которая сопровождается колебательным изменением плотности дислокаций и периодиче-

ской релаксацией внутренних напряжений в результате локальной низкотемпературной динамической рекристаллизации. Показано, что рост скорости локальной поперечной деформации приводит к формированию субструктуры и упрочнению, а локальной продольной деформации — к разупрочнению в результате распада неустойчивых субграниц и перераспределению дислокаций в стабильные большеугловые границы, которые ограничивают области формирующихся текстурных компонент. Циклический характер деформации приводит к существенному измельчению зеренной структуры материала

Показано, что немонотонный характер деформации способствует перераспределению внутренних напряжений и повышению ресурса пластичности материала. Обсуждается возможность использования полученных данных для прогноза деформационного поведения сплавов циркония в технологическом процессе производства твэльных труб для ядерных реакторов, а также для решения проблемы пластического деформирования в процессе получения субмикроструктурных материалов.

Исследование эволюции микроструктуры сплава Zr–1 % Nb методом рентгеноструктурного анализа на синхротронном излучении

Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Шмаков А.Н.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
girs@ispms.tsc.ru

¹ Институт ядерной физики СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия

В настоящей работе проводили прецизионное исследование структуры деформированного сплава Zr–1 % Nb методом рентгеноструктурного анализа с использованием синхротронного излучения, которое благодаря высокой интенсивности и высокому пространственному разрешению обеспечивает статистически надежную информацию об эволюции дефектной структуры в условиях неоднородной пластической деформации. Образцы для исследования вырезали из области минимального поперечного сечения образца после различных степеней деформации. Синхротронные дифракционные спектры получены в Сибирском центре синхротронного излучения на канале ускорителя электронов ВЭПП-3 с режимом $U = 20$ КэВ с использованием монохроматора двукратного отражения в симметричной схеме Si(111) со степенью монохроматизации $(3-7) \cdot 10^{-4}$. Для описания профиля дифракционных линий использовали функцию Фойгта, для анализа физического уширения

рентгеновских линий использовали модифицированный метод Вильямсона–Холла.

Обнаружен осциллирующий характер изменения с деформацией относительной интенсивности отражений, соответствующих основной и второстепенной текстурной компонентам, с выраженной синхронностью усиления одной и ослабления другой составляющей. Установлено, что флуктуации интенсивности согласуются с немонотонным изменением интегральной ширины, а также размеров областей когерентного рассеяния и упругих микроискажений, что свидетельствует о взаимосвязи осциллирующего характера процесса переориентации кристаллитов с периодическими изменениями в микроструктуре. Показано, что разность упругих и пластических свойств различно ориентированных к легкому призматическому скольжению зерен приводит к перераспределению нагрузки и обуславливает неодновременность протекания в них процессов упрочнения, связанных с ростом степени искаженности решетки, и разупрочнения, указывающего на процесс возврата и рекристаллизации. Наблюдается корреляция полученных результатов с данными просвечивающей электронной микроскопии о цикличности дислокационных превращений в ходе деформации сплава $Zr-1\%Nb$, которая сопровождается накоплением дефектов и формированием субзеренной структуры, а затем релаксацией внутренних напряжений в результате процесса атермической коалесценции, который сопровождается распадом субграниц и перераспределением дислокаций.

Структурно-ориентационная неустойчивость пластического течения в ГПУ-сплавах циркония

Пшеничников А.П., Полетика Т.М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
pap@ispms.tsc.ru

Конструкционные ГПУ циркониевые сплавы обладают выраженной анизотропией упругих и пластических свойств, что определяет особенности их деформационного поведения. В работе изучено явление неустойчивости пластического течения, обнаруженное на параболической стадии деформационной кривой растяжения и сопровождающееся периодическим изменением локальной скорости деформации в очаге макролокализации в процессе его трансформации в шейку. Проведено комплексное исследование взаимосвязи немонотонного деформационного поведения и эволюции микроструктуры и микротекстуры в очаге деформации материала с привлечением методов дифракции обратно рассеянных электронов. Анализ систем скольжения, активизируемых в про-

цессе деформации, проводили с помощью расчета факторов Шмида относительно оси растяжения.

Установлено, что колебательная неустойчивость в режиме «упрочнение – разупрочнение», наблюдаемая в очаге деформации, независимо от дислокационного, сопровождается геометрическим упрочнением (разупрочнением) в процессе переориентации плоскостей легкого скольжения в зернах относительно оси нагружения. Выявлена связь активности различных систем скольжения с закономерностями эволюции количественных параметров микроструктуры: распределении зерен/субзерен по размерам, спектре распределения границ по разориентациям и осям разориентации, удельной и относительной доли протяженности малоугловых и большеугловых границ, параметрах и содержании специальных границ. Установлено, что в условиях преобладания призматического скольжения происходит интенсивное формирование малоугловых границ и образование фрагментированной структуры. На стадии неустойчивости пластического течения в условиях действия вторичных систем скольжения активного образования новых субграниц не происходит, а наблюдается увеличение угла разориентации уже существующих до 15° – 30° , при этом начинается преобразование зеренной структуры с последующим формированием волокнистой текстуры деформации. Обнаружена взаимосвязь переменной активности призматического скольжения с циклическим характером эволюции микроструктуры, включающей изменение размера, формы зерен, субзерен и их ориентации, в том числе в результате локальной низкотемпературной динамической рекристаллизации. Показано, что наблюдаемый немонотонный характер деформации приводит к существенному измельчению зеренной структуры материала.

Теория и практика соединения порошковых тел деформацией под давлением

Русин Н.М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
rusinnm@mail.ru

Разработка подхода, объединяющего процессы сварки порошковых тел давлением при одновременном измельчении их зеренной структуры, является новой научной и технологической задачей, опирающейся на теорию и практику холодной сварки металлов давлением, откуда известно, что при контакте металлов с атомарночистыми поверхностями возможно их схватывание. Число связей на единицу площади контакта, согласно теории тепловых колебаний атомов, будет определяться дли-

тельностью контакта t и температурой поверхности T : $N = tA \exp(-E/kT)$, где E — энергия атомной связи поверхностного атома. Значения энергии могут быть значительно понижены при наличии на поверхности структурных дефектов. Следовательно, при правильно организованном пластическом течении порошковых тел процессы очистки их поверхности, фрагментации зеренной структуры и возбуждения поверхностных атомов на контактах могут быть совмещены.

Для увеличения площади контактов частиц и образования на ней атомарночистых участков прессовки из порошков алюминия подвергали накопительной экструзии, позволяющей достигать неограниченной степени деформации, с сохранением исходного размера прутков. Коэффициент вытяжки при первом прессовании был равен $R = 4.5$, при втором — 20 и при третьем — 90. В результате площадь, занятая исходными поверхностными оксидами, была менее 10 % площади контактов частиц. Однако экструдированный при комнатной температуре материал оставался хрупким и разрушался вдоль поверхностей максимального сопряжения частиц из-за отсутствия между ними мостиков схватывания. Они начали образовываться только при экструзии при 350 °С, и количество мостиков росло по мере повышения степени деформации.

Было предположено, что слабое схватывание холоднодеформированных частиц при втором и третьем экструдировании во многом обусловлено повторным окислением появившихся атомарночистых участков поверхности за счет проникновения на контакты атомов кислорода. Для предотвращения диффузии кислорода с поверхности образца как причины окисления контактов частиц, прессование проводили в присутствии 20 об. % жидкого олова при 250 °С. Однако данный путь оказался бесперспективным, поскольку олово растекалось по поверхности частиц алюминия и работало как твердая смазка, позволяющая частицам смещаться как цельным объектам. В результате порошинки Al практически не меняли своей начальной формы, и разрушения поверхностных оксидных пленок не происходило. Данные пленки препятствовали установлению прочной связи между алюминием и оловом, экструдированные образцы хрупко разрушались при сжатии. Характер течения материала в присутствии олова не изменился при снижении температуры экструзии до комнатной, более того, по границам фаз появились микротрещины, еще более ослабившие материал. Преимущественным механизмом деформации оставалась локализация деформации по слабым межчастичным прослойкам олова.

Свинец прочнее олова и не выдавливался при прессовании в зазоры между частицами Al до того, как они начинают деформироваться. При расплавлении Pb также не растекался по прессовке, так как практически не смачивает алюминий. Порошинки алюминия оставались в контакте и

деформировались без проскальзывания. Однако повторная экструзия прутков привела к растрескиванию материала по поверхностям раздела фаз и контактам Al частиц, поскольку схватывание между порошковыми телами отсутствовало. Прочные экструдированные прутки на основе смеси частиц Al и Pb получались только при температуре экструзии не менее 350 °С, когда скорость образования поверхностных атомов с оборванными связями за счет тепловых колебаний экспоненциально возрастала.

Вывод: вероятность схватывания прижатых друг к другу и динамически развивающихся контактных поверхностей деформируемых порошковых тел определяется интенсивностью тепловых колебаний поверхностных атомов.

Работа выполнена при частичном финансировании РФФИ по проекту № 11-08-00460а.

Параметр упорядочения процесса локализации пластической деформации

Семухин Б.С., Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
dvo@ispms.tsc.ru

Процессы самоорганизации при деформировании твердых тел принято связывать со стадийностью кривой упрочнения $\sigma(\varepsilon)$. Каждой стадии при этом ставится в соответствие свой тип поведения ансамбля деформационных дефектов на микромасштабном уровне, а переходу от стадии к стадии — изменение поведения ансамбля. Неоднократно делались попытки представить этот переход как фазовое превращение и характеризовать специфическим параметром порядка. Однако существенных успехов такие попытки не имели.

В настоящее время известно, что стадийность деформационной кривой проявляется и на макромасштабном уровне в виде различных типов автоволн локализованной деформации. По экспериментальным результатам анализа полей деформаций нагружаемого объекта было установлено, что каждой стадии соответствуют свои распределения очагов локализации деформации, которые обладают пространственно-временной упорядоченностью. Так, на стадии линейного упрочнения, где $\sigma \sim \varepsilon$, формируется система движущихся с постоянной скоростью эквидистантных деформационных доменов (фазовая автоволна), которая на стадии параболического упрочнения по Тейлору ($\sigma \sim \varepsilon^{1/2}$) сменяется стационарным пространственно периодическим распределением очагов

локализации (стационарная диссипативная структура). Образование таких структур вполне обоснованно связывается с самоорганизацией на мезо- и макромасштабных уровнях.

В данной работе предлагается метод определения интегральной характеристики процесса самоорганизации макроочагов локализованной пластической деформации с учетом диссипативного характера последней. Метод основан на анализе распределений локальных удлинений, которые регистрируются спекл-фотографическим методом. Особенность этой методики в том, что с целью построения таких распределений проводится построчное сканирование двухэкспозиционной спекл-фотографии рабочей поверхности деформируемого образца для какого-либо уровня интегральной деформации ϵ . Для каждой строки сканирования строится распределение локальных удлинений по координате. Методом Фурье-анализа проводится расчет пространственного периода λ_0 и дисперсии этой величины $\Delta\lambda$. Значения λ_0 и $\Delta\lambda$ усредняются по всем строкам. Параметр упорядочения η определен как

$$\eta = \frac{\lambda_0 - \Delta\lambda}{\lambda_0}.$$

Были проанализированы распределения локальных удлинений, образовавшиеся на стадии параболического упрочнения по Тейлору в поликристаллическом кремнистом железе Fe + 4 % Si для последовательных моментов времени (разных значений интегральных деформаций). Установлено, что на переходе к началу данной стадии параметр порядка скачком достигает максимальной близкой к единице величины, а затем медленно снижается вплоть до значения 0.45 в конце стадии. Таким образом, предложенный параметр ведет себя аналогично параметру атомного дальнего порядка в упорядочивающихся сплавах.

Использование метода расфокусированного рентгеновского пучка для исследования мезоскопических особенностей процесса пластической деформации

Семухин Б.С., Плосков Н.А., Данилов В.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
bss@ispms.tsc.ru

Новое прогрессивное научное направление — физическая мезомеханика — требует специальных методов и подходов при решении как экспериментальных, так и теоретических задач. Традиционные методики механических испытаний, рентгеновской дифрактометрии, оптической и электронной микроскопии не способны полностью обеспечить экспери-

ментальные потребности физической мезомеханики. Поэтому неслучайно, что с рождением данного направления в физике пластичности и прочности появились такие методы, как двухэкспозиционная спекл-фотография и оптико-телевизионный способ определения и анализа векторов смещений. Они позволили решить задачи рождения зон локализации деформации, формирования автоволн локализованной деформации, образования потоков дефектов поверхностного слоя, поведения материала на интерфейсе «поверхность – объем», зарождения деформации и разрушения на концентраторах напряжений и ряд других. Однако эти методы освещают только деформационное состояние, поэтому существует потребность в способах анализа распределений напряжений в деформируемых объектах на мезоскопическом уровне.

В настоящей работе сделана попытка применить для этих целей один из вариантов рентгеновской методики. На примере деформированного алюминия показано, что для изучения мезоскопических характеристик распределений локальных напряжений, тонкой кристаллической структуры и даже плотности элементарных деформационных дефектов может быть использован рентгеновский метод, совмещающий в себе метод топографии на отражение и метод определения размеров структурных элементов Уоррена.

Данный метод использовался совместно с двухэкспозиционной спекл-фотографией. Установлено, что выявляемые в образце поликристаллического алюминия методом спекл-фотографии на стадии параболического упрочнения стационарные пространственно упорядоченные зоны локализации деформации имеют сложное блоковое строение на мезоскопическом уровне. В местах, где деформация максимальна, наблюдается распределение по размерам блоков, описываемое экспоненциальной зависимостью. Развороты этих блоков друг относительно друга максимальны вблизи границ зон локализации. Величина разворотов блоков коррелирует с локальным уровнем напряжений, т.е. позволяет получить их распределение по всему макроскопическому образцу. Таким образом, в деформированном поликристаллическом алюминии формируются пространственно периодические распределения как локальных деформаций, так и локальных напряжений, которые закономерно смещены друг относительно друга.

Определение диаграмм деформационного упрочнения по результатам исследований на наномеханических испытательных комплексах

Смирнов С.В., Смирнова Е.О., Голубкова И.А.

Институт машиноведения УрО РАН, 620047, Екатеринбург, Россия,
svs@imach.uran.ru

В связи с миниатюризацией объектов техники, созданием новых микрокомпозиционных, градиентных материалов и покрытий в последние десятилетия отмечается значительный интерес к исследованию механических свойств на субмикро- и наномасштабных уровнях. Однако малый размер исследуемых объектов не позволяет применять традиционные методы определения механических свойств и более перспективными являются методы, основанные на регистрации сопротивления материала локальному воздействию инденторов, используемых при исследовании твердости. При испытаниях на твердость реализуется схема объемного напряженно-деформированного состояния, в связи с этим непосредственно из их результатов нельзя определить диаграмму деформационного упрочнения. В настоящее время созданы наномеханические испытательные системы, основанные на использовании принципа зондовой сканирующей микроскопии, которые позволяют осуществлять программируемое силовое воздействие на поверхность исследуемого материала с нанометровым разрешением. В качестве зонда обычно используются острые трехгранные пирамидальные алмазные инденторы Берковича. Следует отметить, что развитие приборной базы опережает научно-методические разработки, что не позволяет в должной мере использовать возможности зондовых наномеханических систем для определения механических свойств на субмикро- и наномасштабных уровнях.

В докладе представлена разработанная методика определения диаграмм деформационного упрочнения по результатам вдавливания и царапания индентором Берковича. Для этого было выполнено 3D моделирование испытаний на вдавливание и царапание упругопластического материала индентором Берковича. Из-за большой размерности задача решалась на кластере ИММ УрО РАН с использованием программы МКЭ ANSYS v.12. Методика заключается в сопоставлении результатов моделирования и экспериментов по двум контролируемым параметрам — глубинам проникновения индентора на стадии внедрения и на установившейся стадии царапания. С использованием разработанной методики были выполнены исследования на наномеханическом испытательном комплексе Hysitron TI 900 и определены диаграммы деформа-

ционного упрочнения для поверхностных слоев для ряда металлических материалов: алюминий, медь, армко-железо, алюминий-литиевый сплав, сплавы системы железо-хром-алюминий с разным содержанием алюминия, а также ряд покрытий и слоистых композиционных материалов.

Исследования выполнены в соответствии с планом работ по гранту РФФИ № 10-08-96050 и проектом УрО РАН № 09-С-1-1003.

Механизмы формирования микрополос локализованной деформации в монокристаллах никелида титана

Сурикова Н.С.^{1,2}, Клопотов А.А.², Корзникова Е.А.³

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,

² Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, 634003, Россия, surikova@ispms.tsc.ru

³ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия

Проведено металлографическое и электронно-микроскопическое исследование локализации деформации в монокристаллах TiNi(Fe, Mo) в зависимости от ориентации оси деформации, температуры, способа деформации (одноосное растяжение/сжатие, холодная прокатка и абс-прессование) и уровня фазовой стабильности сплава. Уровень стабильности матрицы, имеющей В2-структуру, определялся температурным интервалом деформации: в одном случае это был интервал $M_n < T < A_k$, в другом — интервал $T > M_d$.

Исследование микромеханизмов деформации «мягких» кристаллов с ориентациями вблизи полюсов $[\bar{1}11]$ и $[\bar{1}12]$ стандартного стереографического треугольника, которые при растяжении и сжатии в области В2-фазы при $T > M_d$ имеют низкий предел текучести и высокую пластичность до разрушения [1], показало, что они легко деформируются дислокационным скольжением по системам $a\langle 100 \rangle \{110\}$ и $a\langle 100 \rangle \{001\}$. С ранних стадий деформации скольжение носит локализованный характер с образованием плоских скоплений дислокаций с векторами Бюргерса $\mathbf{b} = \langle 100 \rangle$ в плоскостях $\{110\}$ и $\{100\}$. С увеличением степени деформации до $\varepsilon \sim 5\text{--}10\%$ происходит образование микрополос локализованной деформации, разориентированных с матрицей на углы до 1° . Границы микрополос параллельны плоскостям скольжения. Плотность дислокаций в микрополосах увеличивается пропорционально деформации, при $\varepsilon \sim 20\text{--}30\%$ в полосах начинается фрагментация материала с разориентацией фрагментов на углы $1^\circ\text{--}5^\circ$. До $\varepsilon \sim 30\%$ в «мягких» кристаллах как при растяжении, так и при сжатии в основном преобладают только малоугловые разориентации структурных элементов, позволяю-

щие получить квазимонокристаллическое состояние материала. Формирование микрополос сдвига в никелиде титана при $T > M_d$ можно описать как результат двойного поперечного скольжения больших групп дислокаций, теряющих устойчивость к скольжению по одной системе [2]. В микрополосах сдвига, которые при растяжении образуются в зонах разрушения высокопрочных [001]-кристаллов TiNi(Fe, Mo), наблюдается мартенсит деформации B19', при сжатии высокотемпературная B2-фаза этих кристаллов деформируется механическим двойникованием.

В предмартенситном интервале температур ($M_n < T < A_k$), который характеризуется неустойчивостью B2-решетки аустенита, при сжатии, холодной прокатке и абс-прессовании наблюдаются двойники B2-фазы и интенсивное образование малоугловой субструктуры по механизму прямого плюс обратного $B2 \rightarrow B19' \rightarrow B2$ мартенситного превращения. Высокая плотность границ позволяет эффективно релаксировать напряжения и достигать высоких степеней деформации до разрушения ($\varepsilon \sim 20-80\%$). Особенностью деформационной структуры [001]-кристаллов TiNi(Fe, Mo) при абс-прессовании является формирование малоугловых полос локализованной деформации из $\langle 011 \rangle$ -двойников типа II и $\{011\}$ -двойников типа I мартенситной B19'-фазы.

Литература

1. Сурикова Н.С., Чумляков Ю.И. Механизмы пластической деформации монокристаллов никелида титана // ФММ. – 2000. – Т. 89. – № 2. – С. 98–107.
2. De Lange O.L., Jackson P.J., Nathanson P.D.K. Stress and secondary slip between overlapping groups of dislocation // Acta Met. – 1983. – V. 28. – No. 7. – P. 833–839.
3. Jackson P.J. The formation of microbands by cross-slip // Scripta Met. – 1983. – V. 17. – No. 11. – P. 199–202.

Оценка возможности реализации турбулентного режима течения материала в нанокристаллическом слое

Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е., Колубаев А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
tsy@ispms.tsc.ru

Несмотря на то что возникновение и развитие турбулентного течения в жидкости интенсивно изучалось в течение более чем ста лет, появление турбулентного режима течения в динамически деформируемом теле является недостаточно изученной проблемой. В связи с этим экспериментальные исследования в этой области будут весьма полезными. В

этом смысле твердое тело имеет некоторое преимущество перед жидкостью в смысле того, что образовавшиеся турбулентные структуры можно изучать после остановки эксперимента.

Известен неоднородный характер деформации в поверхностных слоях при трении с высокими нагрузками, который заключается в образовании и течении слоя с нанокристаллической зеренно-субзеренной структурой. Структурной особенностью такого слоя является гидродинамический характер течения, вследствие развития сдвиговой неустойчивости в условиях упрочнения-разупрочнения. В результате эксперимента на поверхности образцов были реализованы условия возникновения сдвиговой неустойчивости и получен слой с наноразмерной зеренной структурой с четкой границей между ним и нижележащим деформированным материалом. Картина пластической деформации наноструктурированного поверхностного слоя, наблюдаемая на боковой поверхности образца, напоминает мгновенный «снимок» течения потока жидкости. Границы, отвечающие сдвигу материала в направлении, параллельном поверхности трения подобны линиям тока в ламинарном потоке, а области, в которых возникают ротационные моды деформации, напоминают вихри, возникающие при турбулентном течении. Если в качестве основного механизма пластической деформации наноструктурированного материала рассматривать зернограничное проскальзывание, то материал подповерхностного слоя становится еще более схожим с жидкостью — наноразмерные элементы структуры способны как к поступательному, так и вращательному движению и, в этом смысле, также подобны частицам жидкости.

В данной работе показано, что возникающие в трибологическом эксперименте вихревые структуры не являются результатом перемешивания материалов на поверхности трения, поскольку расположены гораздо ниже этой поверхности. В связи с этим мы предполагаем, что эти структуры являются результатом возникновения неустойчивости Кельвина–Гельмгольца, развивающейся внутри деформируемого материала. В работе использованы два подхода к оценке числа Рейнольдса. При скоростях деформации, соответствующих условиям эксперимента получается очень небольшая величина числа Рейнольдса — $\sim 10^{-5}$. Эта величина по порядку совпадает с оценками, полученными другими авторами. С точки зрения гидродинамики при столь малых числах Рейнольдса возможно только невозмущенное, ламинарное пластическое течение наноструктурированного поверхностного слоя, любые бесконечно малые возмущения в нем будут быстро затухать. Необходимо, однако, учесть то, что наблюдаемая в эксперименте турбулентность не обусловлена чисто гидродинамическими причинами. Ранее проведенное численное моделирование процесса деформации при трении показало, что во внут-

ренных слоях при деформации в схожих условиях наблюдается формирование чередующихся зон упругой и пластической сдвиговой деформации, представляющих собой некоторые неоднородности, на которых могут возникать условия для развития сдвиговой неустойчивости. Используя данные, полученные из численной модели, мы снова проводим оценку числа Рейнольдса, и в этом случае его величина 1875–30000 оказывается достаточной для развития турбулентности.

Работа выполнена по проекту III.20.2.4 «Изучение механизмов трения и эволюции структуры поверхностных слоев металлов, сплавов и композиционных материалов в различных условиях фрикционного контакта на основе многоуровневого подхода» программы III.20.2. «Научные основы создания материалов и покрытий с неравновесными структурно-фазовыми состояниями на основе многоуровневого подхода».

Количественные характеристики локализации сдвиговой деформации в призматическом [001]-монокристалле Ni₃Fe

Тихонова О.А., Малолетко А.А., Полтаранин М.А., Теплякова Л.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия, lat168@mail.ru

Неоднородность пластической деформации характерна для большинства монокристаллов металлов и сплавов при различных способах нагружения, в особенности при сжатии. Сжатие монокристаллов металлов и сплавов с ГЦК-решеткой с начала пластической деформации сопровождается их разбиением на области с различной организацией сдвиговой деформации — макрофрагменты сдвига. Форма макрофрагментов и число действующих в них систем скольжения определяется кристаллогеометрическими характеристиками монокристалла, такими как ориентация оси нагружения, форма монокристалла, ориентировка боковых граней.

В настоящей работе исследовался [001]-монокристалл сплава Ni₃Fe в разупорядоченном состоянии. Исследованный монокристалл имел форму прямой призмы с основанием в виде трапеции. Съемка деформационного рельефа проводилась на оптическом микроскопе МИМ-10. С помощью специальных устройств вывода запись оптических изображений деформационного рельефа производилась непосредственно в компьютер с последующим измерением количественных характеристик картины скольжения и их статистической обработкой. Измерение высот ступенек в следах скольжения проводилось с использованием оптического (интерференционного) профилометра Zygo NewView 6000.

В результате проведенного исследования были экспериментально определены количественные характеристики картины следов скольже-

ния на трех масштабно-структурных уровнях. Исследование выполнено для всех наблюдающихся на четырех свободных гранях монокристалла макропачек следов скольжения и проведено усреднение по каждой из граней и в целом по монокристаллу. Для характеристики локализованного сдвига на макроуровне измерялись следующие величины: относительная доля площади поверхности боковых граней, занятых макропачками следов скольжения, число следов в макропачке, ширина и длина макропачки. Для определения характеристик мезоуровней 1 и 2 измерялись расстояния между соседними следами скольжения в макропачках и ширина следа. С учетом кристаллографии скольжения определялись расстояния s между активными мезозонами сдвига и ее толщина d : $s = \Delta X \sin \alpha$ и $d = d_{\text{сл}} \sin \alpha$, где α — угол между поверхностью грани и плоскостью скольжения. По полученным массивам данных строились гистограммы s и d , определялись моменты распределений. Для характеристики локализованного сдвига в монокристалле проводилось трехступенчатое усреднение: для каждой макропачки, каждой грани и всего монокристалла в целом.

Локализация деформации в этом монокристалле происходит на различных масштабно-структурных уровнях. Для количественной характеристики локализации сдвиговой деформации в работе были экспериментально определены три величины. Первая из них — это относительная доля площади поверхности граней, занятая макропачками следов скольжения. Оценки, проведенные по четырем граням кристалла, показали, что при степени деформации $\varepsilon = 0.05$ исследованного призматического монокристалла $\Delta S/S$ составляет примерно $2/3$ объема монокристалла. По сути, это степень локализации сдвиговой деформации на макроуровне. Следующей характеристикой локализации сдвиговой деформации является отношение γ_d/γ . Это отношение характеризует степень локализации сдвиговой деформации в отдельном макрофрагменте. Для макрофрагментов рассматриваемого кристалла в среднем это отношение оказалось равным примерно четырем. В качестве еще одной характеристики локализации сдвиговой деформации на мезоуровне 1 была выбрана относительная доля объема ($\delta = \langle d \rangle / \langle s \rangle$) макрофрагмента, в котором прошла сдвиговая деформация. Величина δ , усредненная по всем макрофрагментам, составила приблизительно 40 %. Все это свидетельствует о том, что локализация сдвиговой деформации существенно различается в зависимости от того масштабно-структурного уровня, на котором она рассматривается. В целом многоуровневая картина локализации пластической деформации отражает физический иерархизированный процесс деформации монокристалла как целостного объекта.

Исследование эффекта сверхпластичности в аустенитных сплавах и сталях

Тусупжанов А.Е., Досым Е., Нургамит К.

Восточно-Казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова,
Усть-Каменогорск, 070020, Казахстан, aidyn_84@mail.ru

Применение эффекта сверхпластичности в технологии обработки металлов давлением позволяет уменьшить энергозатраты и трудоемкость изготовления изделий [1]. В работе [2] впервые сверхпластичность кобальт-никелевого сплава 67КН5Б обнаружили у закаленных от 1423 К (10 мин) и прокатанных на 87 % образцов в процессе деформации при 1143 К и скорости $\dot{\epsilon} = 0.7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, при этом относительное удлинение образцов до разрыва δ достигало 700 %.

Недостаточная изученность и противоречивый характер сведений о механизмах сверхпластической деформации дисперсионно-твердеющих сплавов не дают возможности предсказывать сверхпластичное поведение конкретных сплавов и оптимизировать их технологию обработки.

В настоящей работе исследованы сверхпластичность дисперсионно-твердеющих сплавов, и истинные напряжения течения при сверхпластической деформации.

Установлено, что после закалки от 1223 К (10 мин), прокатки на 90 % и отжиг при 1153 К (20 мин) получается структура с размером зерен $\langle d \rangle \approx 2.7$ мкм. Установлено выделение сферических частиц на границах и в объеме зерен матрицы с $\langle d_0 \rangle \approx 1-1.5$ мкм. Определено, что это частицы фазы с ГПУ-решеткой. Объемная доля частиц ГПУ-фазы составляет $\langle f_v \rangle = 17-20$ %. Результаты исследования микроструктуры на оптическом микроскопе показывают, что в процессе сверхпластической деформации при $T = 1143$ К и $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ образцов сплава с $\langle d_0 \rangle = 2.7$ мкм основным механизмом деформации является ЗГС. Вклад ЗГС в общую деформацию составил $\gamma_{\text{ЗГС}} = 68$ %. При сверхпластической деформации образцов до степеней растяжения 60 % заметного образования межзеренных пустот и трещин не наблюдается. Установлено, что при сверхпластической деформации происходит растворение частиц ГПУ-фазы в матрице и образование «диффузионных» зон вблизи границ зерен матрицы. Поэтому в настоящей работе предполагается, что одним из аккомодационных процессов при сверхпластической деформации является диффузионный массоперенос атомов, инициируемый растворением частиц вторичной фазы.

Впервые установлен эффект аномального повышения истинных напряжений течения в предразрушительном этапе деформации, наиболее выраженный при оптимальных режимах сверхпластичности.

Несмотря на постоянство скорости захвата машины, с увеличением степени деформации происходит плавное снижение скорости деформации, который должен был привести к разупрочнению. Однако вместо разупрочнения наблюдается повышение напряжений. К тому же по данным работы при изучении кривых истинных напряжений течения сплавов эвтектоида алюминий-цинк, эвтектики олово-свинец и др. авторами было обнаружено, что при некоторых температурах и степенях растяжения сопротивление деформированию снижается до аномально низких значений (меньше 0.25 МПа). Такое поведение металлов и сплавов было названо истинной сверхпластичностью. Поэтому обнаруженный в настоящей работе эффект упрочнения сплавов при сверхпластической деформации действительно можно назвать аномальным и для объяснения его требуются дальнейшие исследования с детальным изучением изменения структурно-фазового состояния образцов при деформации.

Литература

1. *Новиков И.И.* Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. – М.: Металлургия, 1981. – 167 с.
2. *Радашин М.В., Назаров Ю.К. и др.* Сверхпластичность дисперсионно-твердеющего сплава 67КН5Б // I Межд. сем. «Эволюция дефектных структур в металлах и сплавах»: Тезисы. – Барнаул, 1992. – С.178.

Механизмы формирования и типы паттерна на поверхности твердых тел в области упругой деформации

Хон Ю.А.^{1,3}, Zapolsky Н.², Каминский П.П.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,

² Руанский университет, Руан, Франция

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050, Россия, khon@ispms.tsc.ru

Известно, что поверхность играет важную роль в зарождении пластической деформации и разрушения. При этом независимо от исходной структуры образца уже в области ниже предела текучести наблюдается неупругая обратимая деформации в поверхностном слое. Например, при растяжении аморфного образца под действием постоянной нагрузки деформационный паттерн вначале имеет неупорядоченную структуру, а затем формируются полосы с высотой порядка сотен нанометров и расстоянием между полосами порядка тысячи нанометров [1]. При дальнейшем увеличении средней деформации образца поверхность становится источником зарождения объемных дефектов. Механизмы форми-

рования паттерна в области упругой обратимой деформации образца до сих пор остаются невыясненными. В [1] в качестве такого механизма предполагается интенсивный массоперенос за счет повышенной самодиффузии атомов в поле механических сил. В работах [2] пространственная неоднородность деформации в поверхностном слое связывается с действием локальных концентраторов напряжений.

Целью настоящей работы является исследование предложенного в работе механизма формирования поверхностного деформационного паттерна в области упругой деформации образца. В качестве такого механизма рассматривается неустойчивость однородной деформации относительно неупругих обратимых смещений атомов на поверхности. Упругие смещения атомов характеризуются тензором упругой деформации ε . Для описания обратимых неупругих смещений атомов используется метод фазового поля. В этом методе вводится комплексная амплитуда $A(x, y, t)$, представляющая огибающую кривую неупругих смещений атомов. Здесь x, y — координаты; t — время. Рассмотрены два типа функционала свободной энергии, первый в форме функционала Гинзбурга–Ландау, второй — в форме Свифта–Хохенберга. Получена связанная система уравнений, описывающих эволюцию ε и A . Проведено аналитическое и численное решение полученной системы уравнений. Рассмотрены возможные типы пространственно-временных структур, образующихся при возрастании величины упругой деформации. Получены, в частности, решения в виде полос и квадратов, наблюдаемые экспериментально. Обсуждаются условия, при которых формируется паттерн различного типа на поверхности деформируемого образца.

Литература

1. Корсуков В.Е., Лукьяненко А.С., Обидов Б.А., Светлов В.Н., Степин Е.В. // Письма в ЖЭТФ. — 1993. — Т. 57. — № 6. — С. 343–345.
2. Панин В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел // Физ. мезомех. — 1999. — Т. 2. — № 6. — С. 5–23.

Об одном представлении упругих, пластических деформаций твердых тел, включая деформации запредельного деформирования

Чанышев А.И.

Институт горного дела СО РАН, Новосибирск, 630091, Россия, belousova_o@ngs.ru

Экспериментальные исследования многих авторов, иллюстрирующие образование видимых полос или линий на поверхностях деформируемых тел (линии Чернова–Людерса), приводят к выводу, что эти тела

состоят из блоков. Вопрос состоит в том: когда произошло зарождение блочной структуры? Почти все авторы без исключения полагают, что она зарождается в пластичности. Возникает вопрос: в начале, в середине или в конце пластического деформирования? Одни авторы полагают, что это происходит в начале и зарождение блочной структуры, например, для первоначально изотропных сред обязано действию главных касательных напряжений. Другие авторы связывают зарождение мезоструктуры с переходом системы дифференциальных уравнений равновесия из эллиптического в гиперболическое состояние, который, вообще говоря, на стадии упрочнения материалов может и не произойти. В предлагаемой работе утверждается, что зарождение блочной структуры происходит еще до образования деформаций, включая упругие. Блочная структура выступает как математическое ожидание в теории вероятностей, вокруг которого происходят случайные события. С ростом деформаций случайное становится менее существенным, в виде линий Чернова–Людерса проявляется закономерность (мат. ожидание). Таким образом, принимается, что в начале к телу прилагается тензор напряжений, затем в материале выстраивается феноменологическая (мезо) структура (предполагается, что элементами этой структуры являются жесткие недеформируемые блоки), затем начинается движение элементов этой структуры. Собственно отсюда начинается деформация. Для первоначально изотропных сред структура изменяется в соответствии с изменением главных осей тензора напряжений (заживает старая, образуется новая). Основные виды движения элементов структуры — простые сдвиги и удлинения, которые происходят без образования видимого эффекта Пуассона. Причем простые сдвиги связаны с преодолением сил трения на контактах одних блоков с другими. Характерным является то, что диаграмма изменения касательного усилия от величины сдвига на контакте одного блока с другим есть диаграмма изменения предельной силы трения от величины сдвига. Данная трактовка мезоструктуры открывает широкие возможности для построения определяющих соотношений как упругого (учет разномодульности), так и неупругого деформирования материалов, включая пластичность, ползучесть, запредельное деформирование: достаточно проанализировать определяющие соотношения упругости материала, найти плоскости скольжения (по нормали к ним происходит простое удлинение, в плоскости контакта — простой сдвиг), сравнить их с наблюдаемыми линиями Чернова–Людерса, на этих плоскостях определить диаграмму изменения касательного усилия от величины сдвига и теория в принципе построена. Для определения искомой диаграммы достаточно иметь результаты деформирования одного образца из данного материала.

Приведенная схема построения определяющих соотношений пластичности, запредельного деформирования апробировалась при исследовании многих как первоначально анизотропных, так первоначально изотропных материалов, таких как береза, сосна, различные марки стали, чугун, горные породы (гранит, мрамор, песчаник). Для первоначально изотропных сред, включая указанные горные породы, определены две паспортные зависимости (одна из которых представляет собой уравнение прямой линии), которые возможно установить по данным одного (любого) эксперимента и по которым предсказывается поведение среды при любых других видах нагрузок. В работе приводятся результаты обработки этих данных.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-05-00327-а), СО РАН (интеграционные проекты №№ 61, 69, 74).

Генерация точечных дефектов в ГЦК-металлах

Черепанов Д.Н., Барбакова Е.А., Старенченко В.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия, d_n_ch@mail.ru

В работах [1, 2] предложена математическая модель движения винтовой дислокации с порогами. Модель представлена в виде трех дифференциальных уравнений, два из которых описывают динамику движения винтовых сегментов расширяющейся дислокационной петли, а третье — кинетику порогов на этих сегментах. Предполагалось, что на процесс генерации точечных дефектов существенно влияют неоднородности дислокационной структуры.

При движении дислокации через различные дислокационные структуры, на винтовых сегментах всегда возникает стационарная плотность порогов, различная для различных дислокационных структур. Вследствие этого винтовая дислокация тоже достигает стационарной скорости. Модель верифицирована имеющимися в печати экспериментальными данными по зависимости скорости движения дислокации от деформирующего напряжения.

Процесс формирования разориентированных субструктур приводит к скоплению на винтовых сегментах порогов одного знака, что затрудняет движение дислокации и снижает интенсивность аннигиляции порогов. Значит, с одной стороны, для формирования разориентированных субструктур требуется наличие точечных дефектов [2], а с другой стороны, наличие таких субструктур приводит к увеличению интенсивности генерации точечных дефектов. Таким образом, необходимо исследо-

вать взаимодействие процессов генерации точечных дефектов и структурообразования.

Параметры модели, связанные с динамическим торможением дислокаций существенно зависят от температуры испытания [3]. Следовательно, от температуры зависят стационарные значения скорости движения винтовых сегментов и концентрации порогов. В рамках модели показано, что увеличение температуры снижает стационарную скорость движения дислокации, стационарную плотность порогов и интенсивность генерации точечных дефектов.

Литература

1. Черепанов Д.Н., Старенченко В.А., Слободской М.И. Кинетика порогов на движущейся винтовой дислокации в ГЦК-кристалле // Изв. вузов. Физика. – 2009. – № 9/2. – С. 108–117.
2. Старенченко В.А., Черепанов Д.Н., Соловьева Ю.В., Попов Л.Е. Генерация и накопление точечных дефектов в процессе пластической деформации в монокристаллах с ГЦК-структурой // Изв. вузов. Физика. – 2009. – № 4. – С. 60–71.
3. Альшиц В.И., Инденбом В.Л. Динамическое торможение дислокаций // Динамика дислокаций. – Киев: Наукова думка, 1975. – С. 232–275.

Металл-водородные состояния и адаптационная способность стали к разгрузке концентрационных водородных микронапряжений

Шашкова Л.В., Шашкова В.К., Манаков Н.А., Савченков Э.А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, 460018, Россия,
lvshashkova@bk.ru

Целью данной работы явилось системное исследование влияния диффузионной кинетики наводороживания на динамику тонкой структуры, микроструктуру и сопротивление железа и стали микродеформации.

Показано, что нестационарный водород гиперподвижен, а его активность экспоненциально зависит от концентрации. Свойства стали и функция активности водорода при водородной хрупкости не суммируются, а перемножаются. Термодинамический потенциал водорода в металле также нелинейно зависит от концентрации. Стало очевидным, что водородная хрупкость стали — синергетический эффект, при котором нарушаются линейные принципы аддитивности и суперпозиции. При изучении тонкой структуры феррита в процессе наводороживания было установлено, что перенос водорода в ОЦК-решетке — процесс анизо-

тропный и локальный [1]. Нестационарный водород создает ориентированные, преимущественно по линии (110), стохастические микронапряжения, которые локально превышали предел текучести. Показано [2], что диффузия водорода ведет к образованию диссипативных структур: миграции границ зерен, распаду цементита, фрагментации и т.д., что согласуется с современными представлениями о самоорганизации диссипативных структур и иерархической природе дефектной структуры в нелинейных системах. Например, наблюдаемая фрагментация перлита стали 20 является аккомодационной деформацией поворотного типа по отношению к трансляционному скольжению, наблюдаемому на микроуровне. Размер области когерентного рассеяния (блоков) на снимках, полученных методом электронной микроскопии одного порядка с расчетными значениями по данным рентгеноструктурного анализа. Однако в случае высокопрочной стали 30ХМА размер области когерентного рассеяния оказался равен 0.004 мкм, что подтвердило стесненность пластической релаксации в структуре бейнита. Следовательно, исходная структура влияет на характер релаксации, который зависит от адаптационной способности структуры разгрузить концентраторы микронапряжений подключением следующих структурных уровней деформации.

Показано, что давление водорода определяется не только плотностью и скоростью диффузионного потока, как при стационарной диффузии, но и зависит от скорости концентрационного насыщения и объема локальных зон металл-водородного взаимодействия $\Delta x dj/dt$. Данное обстоятельство объясняет высокий уровень, индуцированных водородом, микронапряжений в локальных объемах, превышающих предел текучести в плоскости скольжения (110). Согласно современным представлениям физики твердого тела, наложение на кристалл сильного гидростатического давления и сдвиговых напряжений приводит к возникновению атом-вакансионных состояний. По-видимому, локализованные металл-водородные состояния играют ту же роль, что и атом-вакансионные возбужденные состояния деформированного металла. Металл-водородные состояния — это микрообласти кооперативных диссипативных взаимодействий, которые взаимодействуют с полем внешних напряжений и несут информацию об активационных параметрах процессов микродеформации и разрушения. Малый активационный объем металл-водородного взаимодействия означает сильную локализацию деформации, при которой трансляционно-ротационный вихрь не передается на следующий структурный уровень деформации, а релаксирует в микротрещину. Большой активационный объем металл-водородного взаимодействия способствует образованию низкоэнергетических субструктур. Известно, что диссипативные структуры, самоорганизующиеся в неравновесных, нелинейных системах, количественно описываются фрактальной раз-

мерностью. В работе [3] показано как изменяется фрактальная размерность микрорельефа пластической деформации стали в процессе наводороживания при переходе от нестационарной к стационарной диффузии водорода.

Следовательно, непрерывное наводороживание стали инициирует колебательный процесс упругопластических превращений тонкой структуры с образованием субструктуры вплоть до микротрещин.

Литература

1. Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. // Изв. РАН РФ. Металлы. – 1997. – № 4. – С. 75–79.
2. Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. // Вестник ОГУ. – 2005. – № 10. – Т. 2. – С. 107–111.
3. Шашкова Л.В. // Вестник Тамбовского университета. – 2010. – Т. 15. – № 3. – С. 895–896.

Секция 4.
Наноматериалы и нанотехнологии

Изучение закономерностей фрагментации структуры при кручении под квазигидростатическим давлением углеродистых сталей аустенитного, феррито-перлитного и мартенситного классов

*Астафурова Е.Г., Захарова Г.Г., Тулеева М.С., Мельников Е.В.,
Найденкин Е.В., Добаткин С.В.¹*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
astafe@ispms.tsc.ru

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, 119991, Россия

Методами оптической и электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа исследовали структуру низко- и высокоуглеродистых сталей разного класса после кручения под квазигидростатическим давлением. Для кручения использовали закаленные монокристаллы высокоуглеродистых аустенитных сталей Fe–13%Mn–1.3%C (стали Гадфильда, $\gamma_{\text{ду}} = 23$ мДж/м², I), Fe–13%Mn–2.7%Al–1.3%C ($\gamma_{\text{ду}} = 40$ мДж/м², II) и Fe–28%Mn–2.8%Al–1.3%C ($\gamma_{\text{ду}} = 60$ мДж/м², III) (мас. %) с разной энергией дефекта упаковки и поликристаллы низкоуглеродистой микролегированной стали 10Г2ФТ (Fe–1.12%Mn–0.08%V–0.07%Ti–0.1%C, мас. %) в исходно мартенситном (после закалки) и феррито-перлитном (после нормализации) состояниях. Кручение проводили в наковальне Бриджмена на 5 оборотов при $T = 20$ °С и давлении 5–6 ГПа.

Во всех исследуемых аустенитных сталях после кручения под квазигидростатическим давлением возникает сетка тонких двойников, которая образует нанокристаллическую структуру, состоящую из фрагментов $d = 5$ –200 нм, ограниченных преимущественно двойниковыми ($\Sigma 3$ специальными) границами. Высокие приложенные давления при кручении под квазигидростатическим давлением активируют двойникование даже в стали (III) с повышенной энергией дефекта упаковки. Образование и рост двойников деформации вызывают сильное деформационное упрочнение, микротвердость после кручения под квазигидростатическим давлением достигает $H_{\mu} = 6.1$ –7.5 ГПа. Установлено, что после кручения под квазигидростатическим давлением значения микротвердости стали (I) выше чем у сталей (II) и (III). В стали (I) высокое деформационное упрочнение может быть связано, помимо двойникования, с динамическим деформационным старением, которое оказывается подавленным в сталях (II) и (III) за счет легирования алюминием.

Интенсивная пластическая деформация кручением под давлением стали 10Г2ФТ при комнатной температуре позволяет сформировать в

ней ориентированную наноразмерную структуру с границами общего типа и параметрами структурных элементов 95 нм для исходно ферритно-перлитного и 50 нм для исходно мартенситного состояния. Сформированные нанокристаллические структуры имеют высокие прочностные свойства, обусловленные как измельчением структуры, так и формированием мелкодисперсных частиц карбидов в теле и по границам зерен (субзерен). Мартенситная сталь 10Г2ФТ после кручения под квазигидростатическим давлением обладает большими значениями микротвердости $H_{\mu} = 8.6$ по сравнению с феррито-перлитной сталью ($H_{\mu} = 6.4$ ГПа).

Полученная интенсивной пластической деформацией кручением наноразмерная структура в стали 10Г2ФТ оказывается стабильной вплоть до температуры 400 °С как в феррито-перлитном, так и в мартенситном исходном состояниях, а при нагреве до 500 °С трансформируется в субмикрокристаллическую с размерами структурных элементов 150–860 нм. Наноразмерная структура, сформированная холодным кручением под квазигидростатическим давлением в монокристаллах аустенитной стали 110Г13 за счет образования границ преимущественно специального типа (двойниковых), сохраняется вплоть до температуры отжига 500 °С.

Авторы работы выражают благодарность профессору Ю.И. Чумлякову за предоставление монокристаллов аустенитных сталей. Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-43.2011.8).

Использование магнитных наночастиц для исследования магнитной неоднородности материалов

Винников Л.Я.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, 142432, Россия,
vinnik@issp.ac.ru

Исследование магнитной неоднородности и структуры магнитного потока в материалах — актуальная проблема физики твердого тела и материаловедения. Ранее используемые методы с применением коллоидных магнитных частиц (метод Биттера–Акулова) были пригодны при комнатной температуре. Метод декорирования магнитными наночастицами, развитый в ИФТТ РАН [1] на основе методики Тройбля и Эссмана [2], используется в широком интервале температур (от гелиевых [1, 2] до комнатных [3]) и магнитных полей от нескольких эрстед до десятков кЭ [4]. Метод базируется на приготовлении магнитных наночастиц непосредственно над исследуемой поверхностью в результате испарения магнитного материала (Fe, Ni) в атмосфере буферного газа (гелия) при

низком давлении ~ 1.33 Па. При этом образуются суперпарамагнитные частицы с характерным размером ~ 10 нм [5], которые собираются в области неоднородного распределения магнитного потока. Возникающая картина визуализируется с помощью сканирующего электронного микроскопа или оптического микроскопа в зависимости от масштаба неоднородности. Приводятся примеры применения данной методики для наблюдения структуры магнитного потока в сверхпроводниках второго рода (вихрей Абрикосова) [2], доменной структуры магнетиков [5] и исследования качества магнитной записи [3].

Литература

1. Винников Л.Я., Голубок А.О. – Черноголовка, 1984. – 9 с / Препринт ИФТТ АН СССР.
2. Essmann U., Trauble H. // Phys. Lett. A. – 1967. – V. 24. – P. 526.
3. Sakurai T., Shamada Y. // Jpn. J. Appl. Phys. – 1992. – V. 31. – P. 1905.
4. Vinnikov L.Ya., Veshchunov I.S., Bud'ko S.L., Canfield P.C., Kogan V.G. // J. Phys.: Conf. Series. – 2009. – V. 150. – P. 052279.
5. Veshchunov I.S., Oboznov V.A., Rossolenko A.N., Prokofiev A.S., Vinnikov L.Ya., Rusanov A.Yu., Matveev D.V. // Письма в ЖЭТФ. – Т. 88. – № 11. – С. 791–794.

Расчет индекса корреляционной длины одномерного наномангнетика

Галичина Е.В., Спирин Д.В., Удодов В.Н.

Хакасский государственный университет им. Н.Ф. Катанова,
Абакан, 655000, Россия, galichinaev@mail.ru

Многие характеристики магнитных переходов малых систем до сих пор изучены слабо, несмотря на неослабевающий интерес к вопросам этой области. Для количественного описания критического поведения различных физических свойств системы вводятся критические индексы. Они являются универсальными (зависят только от наиболее общих черт системы, например от ее размерности, а не от деталей ее конкретной структуры и взаимодействия ее элементов). В данной работе будет представлен обзор исследования индекса корреляционной длины фазового перехода «антиферромагнетик – ферромагнетик» в рамках одномерной модели Изинга.

Изинговский магнетик представляет собой группу атомов, выстроенных в цепочку. Каждый узел имеет локализованный, равный по модулю магнитный момент, направленный либо вдоль некоторой оси z , либо против нее. Для моделирования магнитного перехода используется классический алгоритм Метрополиса с модифицированным выражением

для энергии (учитывается взаимодействие во второй координационной сфере).

В обычных физических условиях корреляции быстро ослабевают по мере удаления частиц (или групп частиц) друг от друга. Для системы существует характерный параметр — радиус корреляций, вне которого частицы ведут себя статистически независимо. Для описания же свойств флуктуаций параметра порядка вводится индекс ν , определяющий температурную зависимость корреляционного радиуса:

$$\xi \propto \tau^{-\nu}, \text{ где } \tau = T - T_c.$$

Для одномерной модели Изинга $T_c = 0$ и формула принимает вид $\xi \propto T^{-\nu}$. В дальнейшем будем выражать температуру в единицах J_1/k_B .

В ходе исследования выявлено, что в области низких ($T < 0.5$) и высоких ($T > 3$) температур радиус корреляции практически не зависит от температуры — индекс корреляционной длины мал. При промежуточных значениях температуры индекс определяется размерами малой системы. Например, для трех узлов $\nu_{\text{ср}} = 0.1$, для семи узлов $\nu_{\text{ср}} = 0.3$, для одиннадцати уже $\nu_{\text{ср}} = 0.5$. Радиус корреляции при любой температуре монотонно зависит от размеров системы: с ростом числа узлов корреляционная длина увеличивается. Для критического индекса при высоких температурах также наблюдается рост значений с увеличением длины цепочки. При более низких температурах вначале происходит возрастание индекса корреляционной длины, затем он практически перестает зависеть от размеров системы. Увеличение размеров системы приводит к сужению критической области, что соответствует теории (в термодинамическом пределе критическая область стягивается в точку).

Влияние внешнего магнитного поля на индекс корреляционной длины неоднозначное. В области слабых полей ($H < 0.1$) рост напряженности приводит к увеличению значений индекса. При дальнейшем увеличении магнитного поля наблюдается монотонное уменьшение индекса (рассматривалась промежуточная область температур: $0.5 < T < 3$). С ростом энергии взаимодействия во второй координационной сфере индекс корреляционной длины уменьшается.

Литература

1. Биндер К. Методы Монте-Карло в статистической физике / Под ред. К. Биндера. — М.: Мир, 1982. — 400 с.
2. Кессель А.Р. Магнитный резонанс изинговских магнетиков / Под ред. А.Р. Кесселя, Г.О. Берима. — М.: Наука, 1983. — 147 с.
3. Рубин П.Л. К теории критических флуктуаций // ЖЭТФ. — 1990. — Т. 97. — № 3. — С. 892–900.
4. Лифшиц Е.М., Питаевский Л.П. Теоретическая физика. Т. 10. Физическая кинетика / Под ред. Е.М. Лифшица, Л.П. Питаевского. — М.: Наука, 1979. — 528 с.

Поверхностные явления в наноструктурах

Головнев И.Ф., Головнева Е.И., Фомин В.М.

Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Новосибирск,
630090, Россия, golovnev@itam.nsc.ru

До настоящего времени в рамках механики деформируемого твердого тела не уделялось особого внимания поверхностным явлениям, как это было в случае жидкостей. Прежде всего, это связано с тем, что традиционно рассматривались макрообъекты, в которых этими явлениями можно пренебречь. Однако интерес к самой поверхности твердого тела традиционно был вызван теорией разрушения, предложенной А. Гриффитсом [1].

В работе исследовано влияние поверхностной энергии при деформациях. В качестве конкретного примера были проведены расчеты сжатия и расширения медной наносферы радиуса 2 нм.

Кроме того, был проведен ряд численных экспериментов по исследованию поверхностной энергии в модели Гриффитса. Для этого осуществили молекулярно-динамическое моделирование образования новой поверхности на двух объектах: медная сфера радиуса $R = 3$ нм и медный кластер кубической формы с размером $8 \times 8 \times 8$ кристаллических ячеек вдоль ребер куба. Полученные результаты для этих двух разных систем с точностью до 1 % совпадают.

Также необходимо было исследовать и появление статического давления в кластере под воздействием системы поверхностных атомов без внешних нагрузок. Для этого используется формула Лапласа для капли радиуса r : $P = 2\gamma_L/r$, где P — давление внутри капли, обусловленное только поверхностными атомами и при отсутствии внешнего давления; γ_L — коэффициент поверхностного натяжения. Давление рассчитывалось внутри охлажденной наносферы при отсутствии внешнего воздействия, т.е. это давление было целиком обусловлено сжатием поверхности, за счет поверхностного натяжения. Исследования проведены на сферах радиуса от 2 до 7 нм.

Таким образом, в случае твердотельных нанокластеров необходимо рассматривать три вида поверхностных характеристик, соответствующих разным механизмам реакции поверхности на внешние воздействия:

1. Сжатие наносферы системой поверхностных атомов без внешних воздействий (давление Лапласа) и зависимость давления внутри сферы от ее радиуса.

2. Реакция уже сжатой наносферы поверхностью на внешнее сжимающее или расширяющее дополнительное давление, которое приводит

к деформациям поверхности и к изменению как энергии поверхностных атомов, так и энергии связи поверхностных атомов с объемными.

3. Энергия, необходимая для образования новой поверхности при разрушении (энергия Гриффитса).

Литература

1. *Griffith A.A.* The theory of rupture // Proc. I Int. Congr. Appl. Mech. Delft. – 1924. – P. 55–63.

Тонкодисперсные порошки диоксида кремния, легированные алюминием и редкоземельными элементами

Гринберг Е.Е., Михель В.С., Исхакова Л.Д.¹, Стрельникова И.Е., Санду Р.А., Сударикова Е.Ю.

Государственный научно-исследовательский институт химических реактивов и особо чистых химических веществ, Москва, 107076, Россия, ireon@mail.ru

¹ Научный центр волоконной оптики РАН, Москва, 119333, Россия

Многокомпонентные порошки на основе диоксида кремния, содержащие легирующие элементы (редкоземельные элементы и др.) используют для получения оптических и лазерных элементов. Алкоксидный золь-гель-метод позволяет получать сложные оксидные системы, в частности оксид кремния, легированные различными активаторами для использования в лазерной и волоконно-оптической технике.

В представленной работе исследованы процессы получения наноструктурированного оксида кремния, легированного алюминием и редкоземельными элементами «гибридным» золь-гель-методом с применением в качестве исходных соединений алкоколятов кремния (тетраметоксисилана и тетраэтоксисилана) и алюминия (изопропилата алюминия и вторичного бутилата алюминия). В качестве источников редкоземельных элементов (иттербия и иттрия) были испытаны хлориды, нитраты и ацетаты.

Порошки легированных оксидов кремния получали согидролизом спиртовых растворов алкоколятов кремния и алюминия водными растворами солей редкоземельных элементов при интенсивном перемешивании с использованием механических высокоскоростных мешалок и ультразвука. Полученные золи упаривали и прокачивали в интервале температур 500–750 °С. Применение ультразвукового перемешивания приводит к получению порошков с более высокой степенью гомогенности по отношению к легирующим элементам, чем механического. Показано, что использование при гидролизе хлоридов металлов приводит к загрязнению порошков примесью хлора, которая не удаляется при тер-

мообработке. Наиболее высококачественный продукт получен с использованием нитратов редкоземельных элементов.

Была выявлена зависимость размеров частиц полученных порошков от параметров процесса — условий гидролиза, концентраций исходных компонентов, температуры гидролиза. Размеры и склонность к агломерации частиц уменьшаются с уменьшением концентрации исходных алколюлятов в спиртах и увеличением температуры процесса гидролиза. В результате получены порошки диоксида кремния, легированного оксидами легирующих элементов до уровня 1.2–2.5 мас. % каждого, с размерами частиц на уровне 40–100 нм.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки (Госконтракт № 02.740.11.0435).

Особенности гетерофазной и зеренной структуры сплава V–Zr–C в зависимости от режимов термомеханической обработки

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

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия, daemonmv@inbox.ru

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

³ ОАО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт органических материалов им. А.А. Бочвара», Москва, 123098, Россия

Проведено электронно-микроскопическое исследование особенностей зеренной и гетерофазной структуры сплава V–2.4%Zr–0.25%С–0.04%O–0.01N (вес. %) после термомеханической обработки по различным режимам.

Установлено, что в процессе обработки в изучаемом сплаве происходит формирование полигонального структурного состояния, параметры которого (размер полигонов, размер выделений частиц фаз внедрения и характер их пространственного распределения) зависят от используемого режима.

Показано, что реализация оптимального режима термомеханической обработки характеризуется предельно высокой дисперсностью наночастиц второй фазы (размером около 5 нм), обеспечивающих эффективное закрепление элементов дефектной субструктуры и стабилизацию полигонального структурного состояния. Кроме того, наблюдается трансформация строчного пространственного распределения не растворившихся в процессе обработки крупных частиц в распределение сетчатого типа.

В процессе изучения механических свойств установлено, что применение таких режимов термомеханической обработки приводит к значительному увеличению прочностных характеристик при комнатной и повышенной (800 °С) температуре с сохранением технологически приемлемых значений пластичности.

Проведен анализ эффективности дисперсного упрочнения по механизму типа Орована с соответствующей оценкой роста напряжений $\Delta\sigma$ в зависимости от размера и объемной плотности мелкодисперсных частиц упрочняющей фазы.

Обсуждается влияние кооперативного действия твердорастворного, субструктурного и дисперсного видов упрочнения на уровень формируемых механических свойств при разных температурах. Показано, что определяющий вклад вносит именно упрочнение мелкодисперсными частицами фаз внедрения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Федерального агентства РФ по образованию (госконтракт № П2544 и Президента РФ (грант № МК-85.2011.8). Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Электронная структура и оптические свойства малых кластеров алмаза

Гриняев С.Н., Нявро А.В., Черепанов В.Н., Концев А.П.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, rafting@sibmail.com

Наноразмерные алмазные порошки представляют большой интерес для использования в СВЧ-электронике, резистерах, эмиттерах дисплеев, а также в медицине в качестве сорбентов, катализаторов, лекарственных препаратов и т.д. При этом свойства наноалмазов сильно зависят от состояния поверхности, поскольку доля поверхностных атомов составляет десятки процентов.

В данной работе рассчитаны электронные состояния сферических наноалмазов, расположенных в последовательно увеличивающихся координационных сферах, с использованием метода двухпараметрического псевдопотенциала [1] и метода расширенной элементарной ячейки (8×8×8). При этом связи на поверхности кластеров считались свободными, а параметр решетки наноалмазов выбирался равным 0.356 нм, как и у природных алмазов.

Результаты расчета кластерных состояний показали, что запрещенная зона кристаллического алмаза полностью перекрывается нижними

заполненными энергетическими уровнями. При большом числе атомов углерода электронная структура кластеров приближается к зонной структуре и интегральным характеристикам кристаллического алмаза.

Для малых кластеров алмаза при увеличении в них числа атомов углерода положение верхних заполненных электронами уровней сравнительно слабо меняется, что свидетельствует о закреплении уровня Ферми.

Результаты проведенных расчетов свидетельствуют о том, что оптическое поглощение наноалмазов связано с переходами электронов из занятых состояний в вышележащие незанятые состояния. При этом малым кластерам углерода свойственно интенсивное поглощение света в широком спектральном диапазоне, сравнимое с поглощением вблизи края фундаментального поглощения объемного кристалла алмаза.

Литература

1. *Нявро А.В.* Теоретическое исследование электронных состояний атомов и атомных конденсатов методом Хартри–Фока с локальными обменно-корреляционными потенциалами / Дис. ... канд. физ.-мат. наук. – Томск: ТГУ, 2007. – 240 с.

Особенности упрочнения порошков Cu и смеси Cu + Al при их наноструктурировании в процессе интенсивного деформационного воздействия

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

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, denisov_ki@mail.ru

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия

³ Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, 630128, Россия

Проведено комплексное исследование особенностей микроструктуры и механических свойств порошка Cu и смеси порошков Cu + Al после различной продолжительности механической активации в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице и последующего компактирования методом кручения под давлением. Структурные исследования проведены методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, контроль механических свойств осуществлялся путем измерения микротвердости образцов.

Установлено, что в процессе механической активации в материале формируются высокодефектные структурные состояния, характеризующиеся субмикро- и наномасштабными зёрнами. В процессе электронно-

микроскопического исследования с применением специальных методик анализа дискретных и непрерывных разориентировок определены характерные параметры зеренной и дефектной структуры материала. Особенностью полученных структурных состояний является наличие участков, 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 и подавленной дислокационной активности. Следует отметить, что формирование и эволюция наноструктурных состояний сопровождаются изменением фазового состава механокомпозитов Cu + Al с образованием интерметаллидных фаз: $\text{Cu}_{3,4}\text{Al}_2$ и CuAl_2 .

Установлено, что микротвердость исследуемых материалов возрастает с увеличением продолжительности механической активации. При компактировании наблюдается дополнительный рост микротвердости с насыщением после достижения определенных степеней деформации. Показано, что максимальные значения микротвердости зависят от степени предварительной механической активации.

Обсуждаются механизмы структурообразования и упрочнения изучаемых в работе материалов в условиях совместного действия процессов формирования и релаксации дефектной субструктуры, а также изменения фазового состава.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 32 и гранта Президента Российской Федерации (МК-85.2011.8). Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования Томского государственного университета.

**Особенности высокоградиентных
субмикроструктурных и наноструктурных
состояний, формирующихся при больших пластических
деформациях металлов и сплавов**

Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
634050, Россия, ditenberg_i@mail.ru

Проведено обобщение результатов электронно-микроскопического исследования особенностей высокоградиентных структурных состоя-

ний, формирующихся в металлических материалах разного класса при больших пластических деформациях кручением под давлением, прокаткой, многократным всесторонним прессованием и механической активацией в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице.

Применяемые в работе методы обработки позволяют достигать больших степеней пластической деформации, при этом существенно отличаясь интенсивностью деформационного воздействия. При использовании металлов и сплавов с разным типом кристаллической решетки, исходной прочности, фазовой стабильности и релаксационной способности такой подход обеспечивает возможность изучения особенностей формирования широкого спектра различных структурных состояний, характеризующихся соответствующими параметрами зеренно-субзеренной и дефектной структуры.

Полученные в работе экспериментальные данные о параметрах зеренной и дефектной структуры свидетельствуют о формировании в процессе деформационного воздействия высокоградиентных структурных состояний, одной из важных характеристик которых являются высокие градиенты кривизны кристаллической решетки. При этом в процессе детального анализа удалось не только количественно определить значения компонент кривизны кристаллической решетки, но и выявить характерные пространственные масштабы этих градиентных субструктур, которые фактически определяют размеры переориентирующихся микрообъемов, а, следовательно и размеры зерен и субзерен.

Проведено сопоставление и анализ параметров зеренно-субзеренной и дефектной структуры высокоградиентных состояний, величин локальных внутренних напряжений как в зависимости от типа и свойств, изучаемых в работе материалов, так и от способа и степени деформационного воздействия.

Обсуждаются механизмы формирования субмикроструктурных и наноструктурных состояний в металлических материалах разного класса в различных условиях больших пластических деформаций. Проанализированы особенности их кооперативной реализации и влияние на параметры микроструктуры.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Федерального агентства РФ по образованию (госконтракт № П2544), грантов РФФИ (№ 09-02-00809-а) и Президента РФ (МК-85.2011.8). Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Особенности формирования высокодефектных структурных состояний в порошках металлов в процессе механической активации

Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Корчагин М.А.³

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия, ditenberg_i@mail.ru

³ Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, 630128, Россия

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа проведено изучение особенностей формирования высокодефектных структурных состояний в порошках металлических материалов и их смесей после механической активации в энергонапряженных планетарных шаровых мельницах. Порошки чистых металлов Nb, Cu и смеси порошков Nb + Al, Cu + Al, Ti + Al были подвергнуты деформационному воздействию разной длительности в интервале от 0.5 до 6 мин.

В процессе детального электронно-микроскопического анализа особенностей микроструктуры порошков высокопрочных материалов и механокомпозитов на их основе после механической активации обнаружено формирование двухуровневых структурных состояний, субмикронных и наномасштабных зерен и порошинок, фрагментированных на более мелкие наноразмерные субзерна, разделенные малоугловыми границами с постоянными и переменными векторами разориентации.

Установлено, что параметры этих состояний, такие как размеры зеренно-субзеренной структуры, значения кривизны кристаллической решетки и величины их градиентов, существенным образом зависят от релаксационной способности и прочностных свойств материалов.

В смесях порошков после достижения определенных величин пластической деформации, отличных для каждой системы, обнаружен синтез интерметаллидных соединений, объемная доля которых увеличивается с продолжением механической активации.

Обсуждаются механизмы формирования указанных выше высокодефектных структурных состояний и влияние изменения параметров этих состояний на реакционную способность компонентов смесевых систем, особенности аномального массопереноса и твердофазного механического сплавления.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 32 и гранта Президента РФ (МК-85.2011.8). Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Особенности низкотемпературного электронного переноса в углеродных нанотрубках

Егорушкин В.Е., Мельникова Н.В., Пономарев А.Н., Бобенко Н.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
phdmelnikova@gmail.com

Показано, что низкотемпературные особенности электронных транспортных свойств углеродных нанотрубок могут быть описаны с помощью классических формул Друде, Видемана–Франца и Мотта. Входящее в эти формулы электронное время релаксации вычисляется с помощью квантово-механической техники [1, 2] с учетом многократного упругого рассеяния электронов на примесях и областях структурных неоднородностей, формирующихся в нанотрубках в процессе их приготовления [3]. Результаты расчетов показали, что особенности низкотемпературного поведения электросопротивления, теплопроводности и термоэлектродвижущей силы в углеродных нанотрубках могут определяться упругим электронным рассеянием на ближнеупорядоченных областях. При этом для сопротивления и теплопроводности определяющей является концентрация носителей тока (рис. 1), которая может отличаться в одних и тех же материалах на несколько порядков по величине. Что, в свою очередь, приводит к большой дисперсии значений сопротивления и теплопроводности. Это объясняет имеющийся в литературе значительный разброс экспериментальных данных по удельному электросопротивлению и теплопроводности.

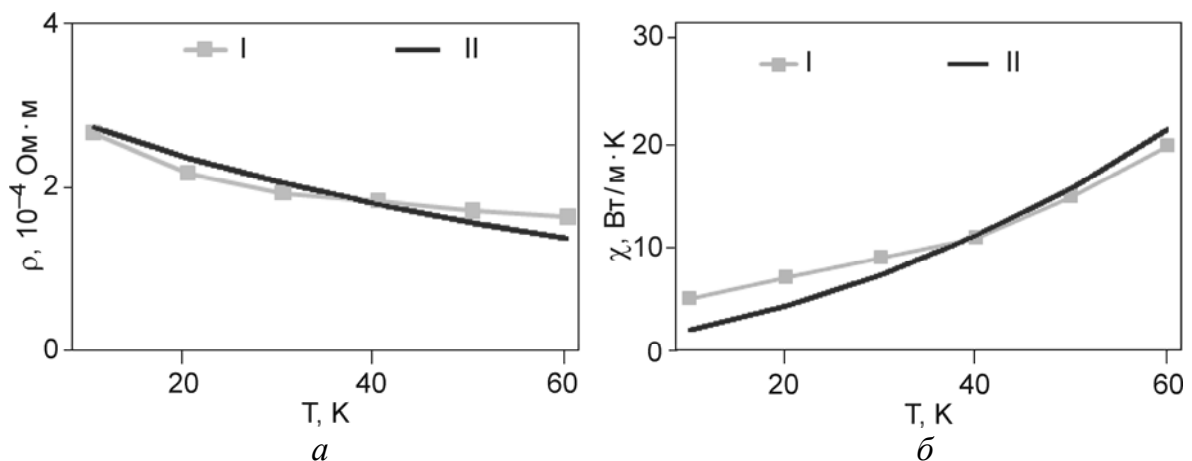


Рис. 1. Температурная зависимость сопротивления пленок углеродных нанотрубок толщиной от 0.5 до 10 мкм (диаметр нанотрубки — 10 нм) [4] (I), вычисленное сопротивление при $n \sim 10^{23} \text{ м}^{-3}$ (II) (a). Удельная теплопроводность тканеподобного образца углеродных нанотрубок, измеренная вдоль оси трубки [5] (I), электронная теплопроводность, вычисленная для $n \sim 3 \cdot 10^{27} \text{ м}^{-3}$ (II) (б)

В то же время термоэлектродвижущая сила не зависит от концентрации носителей и поэтому не имеет такой дисперсии, что также подтверждается соответствующими экспериментальными данными.

Литература

1. *Абрикосов А.А., Горьков Л.П., Дзялошинский И.Е.* Методы квантовой теории поля в статистической физике. – М.: 1962. – 446 с.
2. *Левитов Л.С., Шитов А.В.* Функции Грина. Задачи и решения. – М.: Физматлит, 2002. – 392 с.
3. *Egorushkin V.E., Melnikova N.V., Ponomarev A.N. et al.* // J. Physics: Conf. Ser. – 2010. – V. 248. – P. 012005.
4. *Baumgartner G.G., Carrard M., Zuppiroli L. et al.* // Phys. Rev. B 55 6704-6707 (1997)
5. *Hone J. et al.* // Phys. Rev. B. – 1999. – V. 59 – P. R2514.

Микроструктура и механические свойства сплава системы Zr–Nb после интенсивной пластической деформации при различных деформационных режимах

*Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Фортуна С.В.¹,
Олейникова Е.В.¹, Суворов К.А., Толмачев А.И.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
eroshenko@ispms.tsc.ru

¹ ОАО «Сибирский химический комбинат», Северск, 636000, Россия

Представлены результаты исследования микроструктуры и механических свойств промышленного циркониевого сплава системы Zr–Nb, полученного в ультрамелкозернистом состоянии в результате интенсивной пластической деформации комбинированным методом abc-прессования с прокаткой.

В качестве материала исследования был выбран сплав системы Zr–Nb (1 мас. % Nb) марки Э110. Предварительно образцы подвергались отжигу при температуре 580 °С в течение 3 ч в высоком вакууме. В результате сформирована мелкозернистая структура со средним размером зерна матрицы 2 мкм. Микроструктура сплава представлена фазами циркония α -Zr (ГПУ) и β -Zr (ОЦК) и ниобия β -Nb (ОЦК). Значение микротвердости H_{100} составило 1540 МПа. Для получения ультрамелкозернистого состояния в образцах сплава применяли метод abc-прессования с прокаткой при комнатной температуре. Прокатка выполнялась в ручьевых или гладких валках. После прокатки образцы имели форму прутков с размерами 6×6×500 мм или пластин — 2×1.5×500 мм. Микроструктуру исследовали с помощью просвечивающей электронной микроско-

пии. Дополнительно проводили рентгеноструктурный анализ. В качестве механической характеристики использовали микротвердость.

Показано, что предлагаемые в работе деформационные режимы метода абс-прессования позволяют получать в объемных заготовках сплава Э110 ультрамелкозернистое состояние с характерным размером структурных элементов фазы циркония 0.4 мкм. Микродифракционный анализ выявил наличие фаз циркония α -Zr и β -Zr и ниобия β -Nb (ОЦК). Уменьшение среднего размера фазы Nb в результате воздействия абс-прессования по сравнению с исходным состоянием свидетельствует о растворении Nb и об образовании пересыщенного твердого раствора в основной фазе Zr. Применение последующей после абс-прессования прокатки до 75 и 90 % способствует дальнейшему измельчению структуры (фаз циркония и ниобия) и повышению величины микротвердости. После прокатки фаза β -Zr не идентифицируется. При этом прокатка до 90 % обеспечивает формирование ультрамелкозернистого состояния с характерным размером структурных элементов циркония, равным 0.2 мкм, и уровнем микротвердости до 2800 МПа. Увеличение микротвердости сплава после перевода его в ультрамелкозернистое состояние достигается за счет дисперсного (измельчение элементов структуры) и фазового (появление в процессе термомеханической обработки мелкодисперсной оксидной фазы) упрочнения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программ фундаментальных исследований Президиума РАН (проект 18.2), СО РАН на 2010–2012 гг. (проект № III.20.2.2).

Особенности микроструктуры и деформационного поведения субмикроструктурного титана ВТ1-0, полученного методом интенсивной пластической деформации

Ерошенко А.Ю., Шляхова Г.В., Данилов В.И., Шаркеев Ю.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
eroshenko@ispms.tsc.ru

В работе проведено исследование микроструктуры, деформационного поведения и локализации пластического течения технически чистого титана ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии с характерным размером структурных элементов (зерен, субзерен и фрагментов) 0.2 мкм. Для получения субмикроструктурного состояния в титане применяли комбинированный метод интенсивной пластической деформации, включающий абс-прессование и многоходовую прокатку с по-

следующим дорекристаллизационным отжигом. Деформационное поведение образцов субмикроструктурного титана исследовали в процессе одноосного статического растяжения. Для анализа формирующегося деформационного рельефа использовали атомно-силовую и растровую электронную микроскопию. Микроструктуру образцов изучали с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии.

Особенностью развития пластической деформации при растяжении в субмикроструктурном титане является локализация пластической деформации с развитием макрополос локализованного сдвига. После разгрузки рельеф поверхности рабочей части образцов исследовался в областях, удаленных на различных расстояниях от места разрушения. Установлено, что деформирование сопровождается появлением на поверхности образца мезополос локализации (складок), ориентация которых относительно оси растяжения, размеры, а также плотность распределения по образцу меняются по мере удаления от макроочага разрушения.

Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии показали, что в целом характерные особенности субмикроструктуры в области, примыкающей к зоне разрушения образца по сравнению с исходным, сохраняются (наличие большого количества экстинкционных контуров, кольцевой характер микродифракций, неоднородный дифракционный контраст как внутри зерен и субзерен, так и на границах). Однако наблюдается преимущественная вытянутость зерен и субзерен вдоль направления деформации (направление прокатки). Анализ изломов выявил вязко-ямочный характер разрушения субмикроструктурного титана.

Таким образом, показано, что характерной особенностью развития пластической деформации при растяжении субмикроструктурного титана является локализация пластической деформации с развитием макрополос локализованного сдвига некристаллографического характера. Макрополосы ориентированы вдоль плоскостей действия максимальных сдвигающих напряжений. Длина и ширина таких полос на порядок больше характерного размера элементов субмикроструктуры, а глубина соизмерима с этим размером.

Авторы выражают благодарность Толмачеву Г.П. за помощь в подготовке образцов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП (госконтракт № 02.512.11.2285), программы фундаментальных исследований Президиума РАН (проект 18.2), программы фундаментальных исследований СО РАН на 2010–2012 гг. (проект № III.20.2.2), РФФИ (грант № 09-08-00498-а).

**Количественная оценка степени неравновесности
структуры границ зерен в ультрамелкозернистых
материалах по температурной зависимости
внутреннего трения**

*Кашин О.А., Дударев Е.Ф.¹, Колобов Ю.Р.², Почивалова Г.П.¹,
Скосырский А.Б.¹, Лотков А.И.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
okashin@ispms.tsc.ru

¹ ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия

² Белгородский государственный университет, Белгород, 308015, Россия

При формировании в поликристаллических металлах и сплавах ультрамелкозернистой структуры посредством интенсивной пластической деформации, наряду с уменьшением размера зерен, увеличивается степень неравновесности (несовершенства структуры) границ зерен. В крупнозернистом рекристаллизованном состоянии границы зерен являются совершенными. Они содержат только собственные (геометрически необходимые) дефекты, упругие поля напряжений которых скомпенсированы. В то же время при ультрамелкозернистой структуре, сформированной при интенсивной пластической деформации, границы зерен являются высоко неравновесными (несовершенными). Они, кроме собственных, содержат внесенные дефекты с нескомпенсированными упругими полями напряжений и имеют большой свободный объем. Эти особенности структуры границ зерен оказывают сильное влияние на развитие процессов, протекающих на границах зерен при термическом и термосиловом воздействии. Например, на один-два порядка возрастает коэффициент зернограничной диффузии, а зернограничное проскальзывание начинается при более низкой температуре.

Весьма чувствительной и избирательной характеристикой структурно-фазового состояния металлических материалов является внутреннее трение, которое обусловлено рассеянием энергии упругих колебаний дефектами кристаллического строения, в том числе границами зерен. Это позволяет использовать температурную и частотную зависимости внутреннего трения для определения степени неравновесности (несовершенства структуры) границ зерен при ультрамелкозернистой структуре.

Согласно имеющимся экспериментальным данным, у рекристаллизованных поликристаллических металлов и сплавов с совершенными границами зерен на температурной зависимости внутреннего трения наблюдается релаксационный максимум (пик) внутреннего трения, обусловленный рассеянием энергии упругих колебаний большеугловыми

границами зерен. О том, что этот пик связан именно с границами зерен, свидетельствует его отсутствие у монокристаллических образцов.

В настоящей работе обобщены результаты собственных исследований температурной зависимости низкочастотного внутреннего трения титана, сплавов Al–Mg–Li и Ti–Al–V и B₂-интерметаллидов TiNi при крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурах. Показано, что при переходе от крупнозернистой к ультрамелкозернистой структуре зернограничный пик внутреннего трения всегда смещается в область более низких температур и тем сильнее, чем выше степень неравновесности границ зерен. При отжиге ультрамелкозернистых металлов и сплавов происходят процессы возврата, структура границ зерен становится более равновесной и по мере повышения температуры отжига зернограничный пик внутреннего трения смещается в область более высоких температур. Полученные результаты дают основание заключить, что одной из возможных характеристик степени неравновесности границ зерен при ультрамелкозернистой структуре может быть величина температурного интервала, на который смещается зернограничный пик внутреннего трения относительно такового при рекристаллизованной крупнозернистой структуре. При этом для всех исследованных материалов энергия активации зернограничного внутреннего трения уменьшается по мере увеличения степени неравновесности границ зерен, и она может быть использована в качестве количественной характеристики степени неравновесности (несовершенства) структуры границ зерен в металлах и сплавах с ультрамелкозернистой структурой, сформированной методами интенсивной пластической деформации.

Трибологические свойства ультрамелкозернистых титановых сплавов

Кашин О.А., Круковский К.В., Лотков А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, Россия,
okashin@ispms.tsc.ru

Одним из существенных недостатков титана и титановых сплавов, ограничивающих их использование в качестве конструкционных материалов, является низкое сопротивление изнашиванию при трении. Однако высокая коррозионная стойкость титана в сочетании со сравнительно небольшой плотностью обусловили применение титана и его сплавов для изготовления деталей, работающих в условиях трения. При этом для повышения износостойкости, как правило, используются различные методы модификации поверхности изделий или нанесение покрытий.

Использование методов интенсивной пластической деформации для формирования ультрамелкозернистой структуры в титане и титановых сплавах позволило повысить их прочностные свойства, что открыло новые перспективы применения титана и его сплавов. Имеющиеся литературные данные свидетельствуют о том, что в эксперименте можно обнаружить как положительное, так и отрицательное влияние ультрамелкозернистой структуры на сопротивление изнашиванию титановых сплавов. В связи с этим актуальным является выяснение причин, определяющих такие противоречивые выводы.

В настоящей работе проведены сравнительные трибологические исследования нелегированного титана и сплавов ВТ6 и ПТЗ-В с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурой с целью определения наиболее значимых параметров такой структуры, определяющих закономерности и механизмы изнашивания и износостойкость исследованных материалов.

Для получения ультрамелкозернистой структуры с различным размером зерен и разной неравномерностью структуры использовали метод всестороннего изотермического прессования (авс-прессования) с дополнительной прокаткой в гладких валках при разных температурах. Для количественной оценки степени неравномерности структуры была разработана оригинальная методика с использованием метода дифракции обратно рассеянных электронов. Триботехнические испытания образцов проводили по схеме «диск–палец» в режиме граничной смазки при скорости скольжения 3 м/с.

Показано, что формирование ультрамелкозернистой структуры в титане ВТ1-0 и сплавах ПТ-ЗВ и ВТ6 значительным образом меняет как кинетику, так и интенсивность изнашивания, причем в зависимости от параметров сформированной ультрамелкозернистой структуры эти изменения могут как повышать, так и замедлять интенсивность изнашивания. На основании анализа полученных результатов сделано предположение, что интенсивность изнашивания исследованных материалов закономерно зависит от степени неравномерности сформированной микроструктуры: чем выше неравномерность структуры материала, тем выше уровень адгезионного взаимодействия и, соответственно, ниже его износостойкость. Какой-либо корреляции между средним размером зерен, механическими свойствами и износостойкостью материала в настоящей работе не выявлено.

Полученные результаты могут быть использованы для выработки рекомендаций по корректировке технологических режимов получения ультрамелкозернистой структуры в титане, чтобы обеспечить, наряду с повышением прочностных характеристик, и повышение сопротивления изнашиванию.

Работа выполнена в рамках госбюджетного проекта СО РАН № 3.6.2.2 при частичной финансовой поддержке госконтракта ФЦП № 02.447.11.2002, проекта СО РАН № 7.2, гранта РФФИ № 10-08-01016-а.

Компьютерное моделирование формирования наноструктур на основе бислойных металлических пленок. Изучение их кинематических свойств

Коноваленко Ив.С., Зольников К.П., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, Россия,
ivkon@ispms.tsc.ru

В настоящее время изучению формирования наноструктур и возможности их использования в наноустройствах различного функционального назначения уделяется пристальное внимание. Тем не менее, открытыми остаются вопросы, связанные с атомными механизмами, ответственными за процессы образования наноструктур, недостаточно исследованы способы контроля над движением таких структур, а также их способностью к преобразованию подводимой к ним энергии. Изучение данных вопросов является краеугольным камнем в решении многих фундаментальных проблем и важным шагом в направлении практического использования наноразмерных структур, например в наномашинах и при проектировании нанороботов и наноустройств.

Целью настоящей работы является исследование закономерностей формирования наноструктур различной формы на основе самосворачивания бислойных металлических пленок различного состава, структуры, композиции слоев и изучение кинематических свойств этих структур.

В работе в рамках метода молекулярной динамики и использования многочастичных потенциалов межатомного взаимодействия развит подход для моделирования процессов формирования наноструктур из многослойных кристаллических пленок, начиная с их начального плоского прототипа и заканчивая их трехмерной равновесной конфигурацией. На основе данного подхода проведено формирование незамкнутых наноструктур различной формы из двухслойных кристаллических пленок системы Cu–Al, Cu–Ni.

Показано, что моделируемые двухслойные пленки в отсутствие внешних воздействий сворачиваются и совершают слабозатухающие колебания. Такой характер осцилляций связан с эффектом внутреннего трения, обуславливающего постепенный переход механической энергии колебаний пленки в тепловое движение атомов. Характеристики колеба-

ний незамкнутых наноструктур оценивались по изменению расстояния между краями пленок от времени.

На основе развитого подхода проведено моделирование формирования наноразмерных структур при самосворачивании двухслойных металлических пленок с идеальной структурой.

Изучено влияние геометрических размеров исходных двухслойных кристаллических пленок на кинематические параметры формируемых незамкнутых наноструктур. Толщины рассматриваемых двухслойных пленок составляли 5, 10, 15, 20 и 25 атомных плоскостей в каждом слое. При этом длины исходных пленок подбирались так, чтобы колебания незамкнутых наноструктур были близки к гармоническим, а изменение их геометрических размеров при колебаниях составляло примерно 70 % длины исходных пленок. Такое ограничение на изменение размеров при колебаниях связано с вероятностью возникновения необратимых структурных изменений в ходе осцилляций и замыкания краев структуры.

Далее такие размеры исходных пленок и незамкнутых наноструктур будем называть оптимальными. Расчеты показали, что зависимость длины от толщины исходных пленок с оптимальными размерами носит линейный характер. Амплитуда собственных колебаний таких наноструктур также линейно связана с размерами исходных пленок, в отличие от неоптимальных конфигураций, для которых эта зависимость носит нелинейный характер.

Результаты расчетов показали, что частоты собственных колебаний незамкнутых наноструктур, как обладающих, так и не обладающих оптимальными геометрическими размерами, нелинейно спадают с увеличением длин и толщин исходных двухслойных пленок.

Для исследования влияния кристаллографической ориентации на свойства незамкнутых наноструктур исходная бислойная пленка ориентировалась тремя способами. В первом случае поверхность пленки была ориентирована перпендикулярно кристаллографическому направлению [001], во втором случае — перпендикулярно [111] и в третьем — [110]. Толщина гетерогенных пленок для всех случаев кристаллической ориентации составляла по 5 атомных плоскостей для каждого слоя, а длина варьировалась.

Результаты расчетов показали, что приведенная амплитуда колебаний при фиксированной толщине растет с увеличением длины исходной пленки. Наибольший рост наблюдается для пленки с ориентацией [001], наименьший — для [110]. Частота колебаний для всех случаев кристаллической ориентации пленок достаточно быстро уменьшается с ростом их исходных длин.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Лаврентьевского конкурса молодежных проектов СО РАН 2009–2010 гг., гранта РФФИ № 11-08-00817-а.

Многоэлементные нанокompозитные покрытия: метод синтеза, особенности фазово-структурного и упруго-напряженного состояния

*Коротаев А.Д., Борисов Д.П., Мошков В.Ю.¹,
Овчинников С.В.¹, Тюменцев А.Н.¹*

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия, korotaev@phys.tsu.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

В работе выполнен анализ проблемы конструирования (дизайна) нанокompозитных покрытий с особыми (в частности сверхтвердостью) свойствами. В качестве перспективных композиций и объектов поиска рассматриваются гетерофазные многоэлементные покрытия. В этой связи, предложены новая концепция их формирования — самоорганизация микроструктуры на стадии зарождения островков роста взаимонерастворимых фаз; принципы выбора их составов; новое технологическое оборудование с интеграцией ионно-плазменного и магнетронного PVD-методов и с использованием нескольких источников плазмы различного состава в едином технологическом цикле.

Предложенные требования к выбору составов и условий синтеза представляют по существу новый методологический подход к проблеме создания нанокompозитных покрытий конструкционного и инструментального назначений.

На примере системы Ti–Al–Ni–Cu–Si–Cr–O–C–N с применением флюоресцентного, рентгеноструктурного и электронно-микроскопических методов выполнено исследование этих покрытий с целью экспериментального обоснования предлагаемых принципов их конструирования.

Показано, что в исследованных многокомпонентных покрытиях формируется термически стабильная до $T = 900–1\,000$ °С нанокompозитная структура с размером нанокристаллов до 15 нм и двухуровневая структура с размером кристаллов до 50 нм и областями когерентного рассеяния в них 10–20 нм.

Установлено, что нанокристаллы характеризуются высокими значениями (до 100° мкм⁻¹) квазинепрерывного изгиба-кручения кристаллической решетки и соответствующим уровнем (до $E/200$, где E — мо-

дуль упругости) локальных напряжений. Сверхтвердость покрытий $H_{\mu} \geq 40$ ГПа сохраняется при температурах вакуумного отжига $T \leq 900$ °С, независимо от фазовых превращений, связанных с формированием при отжиге наноразмерных частиц Cu–Ni, Ti₂N и, возможно, нитрида кремния.

Обсуждаются природа и механизмы эффектов легирования на закономерности роста покрытий, их структурно-фазовое состояние и трибологические свойства.

Кумулятивное и детонационно-газовое напыление покрытий нанокompозитными порошками

*Корчагин М.А., Дудина Д.В., Кинеловский С.А.¹,
Яковлев В.И.², Ситников А.А.², Ляхов Н.З.*

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск,
630128, Россия, korchag@solid.nsc.ru

¹ Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск,
630090, Россия

² Алтайский государственный технический университет, Барнаул, 656038, Россия

Технологии кумулятивного и детонационно-газового напыления позволяют получать высококачественные покрытия с низкой остаточной пористостью и высокой адгезией с основой. Высокие значения скорости, давления и температуры дисперсного потока, развиваемые в этих процессах, позволяют изменять фазовый состав, кристаллическую структуру, агрегатное состояние напыляемых частиц как в потоке, так и в момент удара о поверхность основы. Однако в данных методах напыления в качестве прекурсоров используются только элементарные порошки или заранее приготовленные порошковые соединения. Напыление смесями исходных реагентов практически невозможно, т.к. в условиях высокоскоростных потоков происходит сепарация смесей. Эти затруднения многократно увеличиваются при попытке введения в состав напыляемого покрытия наноразмерные частицы упрочняющей фазы.

С целью изменения такого положения предлагается использовать в качестве прекурсоров механокомпозиты. В результате проведения исследований в направлении объединения возможностей предварительной механической активации реакционных смесей с процессами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза разработана технология получения порошковых нанокompозитов с металлическими или интерметаллическими матрицами, упрочненных наноразмерными частицами керамической фазы.

Технология трехступенчатая. На первой стадии смесь исходных порошков (например, титана, бора и меди), взятых в определенном соот-

ношении, подвергается кратковременной механической активации в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице. Затем следует самораспространяющийся высокотемпературный синтез и дополнительная активация уже его продуктов.

Образующиеся в результате использования этой технологии механокомпозиты представляют собой порошки с размерами частиц от 5–10 до нескольких сотен микрометров. Поэтому они имеют значительные преимущества перед наноразмерными порошками, которые вследствие большой удельной поверхности окисляются в процессе напыления. В механокомпозитах основная часть наноразмерных частиц упрочняющей фазы находится внутри металлической или интерметаллической матрицы, и поэтому поверхность, подвергающаяся окислению, оказывается на несколько порядков меньше.

С использованием этой технологии приготовлены механокомпозиты с матрицами из меди, никрома и никелида титана, упрочненные диборидом титана, карбидом титана и смесью карбида титана с карбидом вольфрама. Полученные механокомпозиты использовались для кумулятивного и детонационно-газового напыления покрытий на подложки из меди, титана и стали.

Проведено рентгенографическое и электронно-микроскопическое исследование поверхности и поперечных шлифов полученных покрытий.

Полученные результаты свидетельствуют о перспективности выбранного направления по использованию механокомпозитов в качестве прекурсоров для кумулятивного и детонационно-газового напыления покрытий.

Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционных проектов №№ 1 и 32 СО РАН.

Использование метода дифракции обратно рассеянных электронов для количественной оценки степени неравновесности микроструктуры ультрамелкозернистых металлов и сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией

Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kvk@ispms.tsc.ru

Физико-механические свойства ультрамелкозернистых материалов, полученных с использованием методов интенсивной пластической де-

формации, определяются не только размером зерен, но и степенью несовершенства (неравновесностью) микроструктуры. И если для аттестации зеренной структуры (средний размер, распределение по размерам, взаимная разориентация зерен) имеются общепринятые методики, то для определения неравновесности структуры, особенно для количественной оценки степени неравновесности, такие методики развиты слабо. В то же время определение степени несовершенства структуры является важной задачей, поскольку это позволило бы оптимизировать режимы термомеханических обработок для получения необходимых эксплуатационных характеристик ультрамелкозернистых материалов.

В настоящей работе предложен метод количественного определения степени неравновесности микроструктуры материалов по величине коэффициента детектирования K_{det} , который рассчитывается программным обеспечением при исследовании микроструктуры материалов методом дифракции обратно рассеянных электронов. Знание такой количественной характеристики позволяет в явном виде анализировать влияние неравновесности структуры ультрамелкозернистых материалов, полученных с использованием интенсивной пластической деформации, на их механические и функциональные свойства. Кроме того, в работе проведен анализ возможности получения информации о неравновесности структуры по другим характеристикам, которые рассчитываются программным обеспечением при использовании метода дифракции обратно рассеянных электронов.

Разработанная методика опробована на примере титана технической чистоты ВТ1-0 с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурой, полученной с использованием методов интенсивной пластической деформации по различным технологическим схемам.

Работа выполнена в рамках госбюджетного проекта СО РАН № 3.6.2.2 при частичной финансовой поддержке проекта СО РАН № 7.2 и гранта РФФИ № 10-08-01016-а.

Формирование наноразмерных интерметаллидов в поверхностных слоях титана в условиях ионного облучения

Курзина И.А., Шаркеев Ю.П.¹, Окс Е.М.², Козлов Э.В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, 634003,
Россия, kurzina99@mail.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634050, Россия

Повышение ряда физико-механических свойств титана и его сплавов может быть обеспечено за счет ионной имплантации специально по-

добранных легирующих элементов, обеспечивающих формирование в поверхностном слое мишени наноразмерных интерметаллидов. При этом влияние на функциональные свойства будут оказывать как природа мишени/имплантируемого иона, так и размер зерна мишени. В докладе представлены результаты исследования элементного состава, микроструктуры и механических свойств титана в различных структурных состояниях в исходном состоянии и после ионной имплантации алюминия.

Образцы титана в различных структурных состояниях были получены из субмикроструктурного титана VT1-0 отжигом в интервале 350–900 °С. Заданный температурный интервал отжига позволил получить титан в различных структурных состояниях с размером элементов зеренно-субзеренной структуры в интервале 0.2–30 мкм. Имплантацию образцов титана в различных структурных состояниях проводили ионами алюминия на ионном имплантере MEVVA-V.RU (ускоряющее напряжение — 50 кВ, доза облучения — $1 \cdot 10^{18}$ ион/см², температура мишени — 350 °С, время имплантации — 5.25 ч).

Установлено, что в результате ионного облучения на основе зерен α -титана образуются полифазные имплантированные слои и характерной особенностью имплантированных слоев титана является наличие двух областей с различным фазовым составом. Область, наиболее приближенная к облучаемой поверхности, содержит преимущественно оксиды. Обнаружено, что выделение наноразмерных зерен TiO_2 наблюдается преимущественно на дислокациях в объеме матричных зерен. Формирование Ti_2O происходит целыми областями на титане с мезополикристаллическими зёрнами (17 мкм). Для всех титановых подложек с различным размером зерна характерно формирование интерметаллидной фазы Ti_3Al . Установлено, что упорядоченная фаза Ti_3Al локализуется на глубине более 200 нм имплантированного слоя по границам зерен титановой мишени. С увеличением размера зерна наблюдается рост толщины прослоек Ti_3Al -фазы. Имплантация ионов алюминия в титан на источнике MEVVA-5.RU позволяет формировать в поверхностных слоях наноразмерные фазы интерметаллидов, а также оксидов, что способствует повышению, прежде всего, механических свойств вследствие дисперсного упрочнения.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 10-02-01012_а.

Теоретические и экспериментальные исследования термической стабильности ультрамелкозернистого α -титана

*Липницкий А.Г., Колобов Ю.Р., Иванов М.Б., Неласов И.В.,
Манохин С.С., Аксенов Д.А.*

НОиИЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского государственного университета, Белгород, 308015, Россия, lipnitskii@bsu.edu.ru

Сегодня титан и сплавы на его основе находят все более широкое применение в самых разных отраслях промышленности и строительстве, а также в качестве материалов для имплантатов благодаря хорошей коррозионной стойкости, высокой биосовместимости, биоинертности, гипоаллергенности, отсутствию токсичности и другим, положительным для биоматериалов, свойствам. При этом формирование ультрамелкозернистого состояния существенно повышает прочностные свойства нелегированного титана, сохраняя высокую способность к пластической деформации на изгиб и кручение, что еще более расширяет перспективы использования титана в ортопедии и травматологии за счет более высоких механических свойств при сохранении или даже уменьшении размеров имплантатов. Вместе с тем хорошо известно, что формирование ультрамелкозернистого состояния приводит к накоплению большой избыточной энергии на единицу объема материала, связанной с границами зерен и это делает неустойчивым его структуру по отношению к росту зерен и соответствующему снижению прочностных характеристик, что обуславливает актуальность исследований термической стабильности ультрамелкозернистого α -титана и установления факторов, ответственных за ее повышение.

В предлагаемом докладе рассматривается современное состояние исследований собирательной рекристаллизации технически чистого α -титана в экспериментах по термическому отжигу нанокристаллического ГПУ-титана методом молекулярной динамики. Анализируются результаты экспериментальных исследований эволюции структуры технически чистого α -титана в процессе термического отжига, включающей выделение дисперсных фаз карбидов титана. Проводится сопоставление результатов электронно-микроскопических исследований структуры включений Ti–C в α -титане с прогнозами реализации различных вариантов структуры включений Ti–C в зависимости от средней концентрации углерода и температуры, полученными из первопринципных расчетов энергий структур Ti–C в ГПУ-титане в рамках функционала электронной плотности.

На основе рассмотренных результатов исследований предлагается количественное описание кинетики собирательной кристаллизации нанокристаллического титана, приводятся оценки влияния дисперсных включений Ti–C на подавление миграции границ зерен в α -титане и делается вывод о перспективности рассмотрения зернограничной сегрегации углерода и формирования дисперсных включений карбидов Ti–C в качестве основного фактора повышения термической стабильности ультрамелкозернистого α -титана. В заключение обсуждаются проблемы, которые необходимо решить для достоверного прогноза изменения механических характеристик изделий из ультрамелкозернистого α -титана в течение длительного периода эксплуатации.

Эволюция дефектной структуры метастабильной аустенитной стали в процессе прокатки до больших степеней деформации

Литовченко И.Ю.^{1,2}, Захожева М.И.¹, Тюменцев А.Н.^{1,2}

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
litovchenko@spti.tsu.ru

Интенсивная пластическая деформация метастабильных аустенитных сталей ведет к образованию субмикро- и нанокристаллических структурных состояний, в формировании которых участвуют деформационные мартенситные превращения.

Целью настоящей работы является исследование эволюции дефектной структуры метастабильной аустенитной стали Fe – 18%Cr – 8%Ni (вес. %) при формировании субмикро- и нанокристаллических структурных состояний в процессе прокатки до больших степеней деформации.

Методами рентгеноструктурного анализа и измерений удельной намагниченности показано, что в исходно аустенитной стали с увеличением степени деформации объемное содержание α' -мартенсита возрастает и при $\varepsilon \approx 98$ % в материале формируется двухфазное структурное состояние с содержанием α' -мартенсита более 50 %.

Электронно-микроскопические исследования показали, что пластическая деформация приводит к фазовым $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращениям и формированию структурно-фазовых неоднородностей на мезо- и микромасштабных уровнях начиная с деформации $\varepsilon \approx 30$ %. Деформационное двойникование с формированием ламельных микродвойниковых структур является основным механизмом деформации аустенитных областей.

Зарождение частиц α' -мартенсита наблюдается в микродвойниках и полосах локализации деформации.

Увеличение степени деформации до $\varepsilon \approx 50$ % приводит к росту плотности микродвойников в аустените, образованию протяженных областей α' -фазы за счет слияния отдельных частиц α' -мартенсита.

При $\varepsilon \approx 70$ % в микродвойниковой структуре аустенитных областей наблюдается интенсивная локализация деформации с формированием полос локализации с высокоугловыми фрагментами разориентации. Показано наличие ориентационных соотношений фрагментов полос с пластинами α' -мартенсита. Внутри фрагментов разориентации, имеющих размеры субмикро- и нанокристаллического масштаба, наблюдаются дислокационные структуры.

При деформации $\varepsilon \approx 90$ – 98 % в объеме материала формируется фрагментированная структура с фрагментами субмикро- и нанокристаллического масштаба. Фрагментация аустенитных областей происходит в процессе распространения полос локализации деформации в микродвойниковой структуре. Внутри части фрагментов аустенита обнаружены области динамической рекристаллизации, формирование дефектов упаковки и нанодвойников деформации.

В мартенсите формируются наноразмерные (10–50 нм) полосовые структуры с мало- и высокоугловыми разориентировками. Внутри субмикро- и нанокристаллов образуется дислокационная структура с плотностью дислокаций до 10^{12} см⁻². Также внутри отдельных фрагментов обнаружено формирование тонких наноразмерных пластинок деформационного ε -мартенсита.

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы деформации и формирования субмикро- и нанокристаллических состояний в процессе прокатки до больших степеней деформаций метастабильной аустенитной стали.

Механизмы формирования предельной величины зерна при накоплении мегапластической тепловой деформации в сплавах на основе никелида титана

Лотков А.И., Батулин А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
lotkov@ispms.tsc.ru

¹ Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, 220141, Беларусь

На основе результатов собственных исследований и литературных данных проводится анализ возможных механизмов измельчения микроструктуры в интерметаллических сплавах на основе никелида титана

при разных методах интенсивной пластической деформации. Собственные результаты получены на двойных сплавах $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ и $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ (ат. %) и на тройном сплаве $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47.3}\text{Fe}_{2.7}$ (ат. %). В качестве методов интенсивной пластической деформации использованы равноканально-угловое прессование с углом между каналами 90° ($T_{\text{деф}} = 723$ и 748 К), авс-прессование ($T_{\text{деф}} = 723\text{--}523$ К), а также многопроходная теплая прокатка в ручьевых вальцах.

В зависимости от состава, температурно-скоростных условий деформации и величины накопленной деформации в сплавах на основе TiNi могут реализоваться как механизмы дислокационного скольжения, так и механизмы деформационного двойникования и мартенситных превращений. Все они могут приводить к измельчению исходной зеренной структуры наряду с процессами динамической рекристаллизации. Однако предельный размер зерен при реализации только дислокационных механизмов ограничен субмикронным масштабом. Включение дополнительных механизмов деформации приводит к измельчению микроструктуры до наноструктурного масштаба.

На основании полученных результатов предложена модель формирования ультрамелкозернистой структуры при интенсивной пластической деформации сплавов на основе никелида титана на ранних стадиях деформации ($e < 2$), сущность которой составляют последовательная реализация фрагментации зеренной структуры сплава на разных масштабных уровнях мезо- и микрополосами локализации деформации, двойникованием и динамической рекристаллизацией. В результате действия этих механизмов деформации формирование мелкозернистой составляющей микроструктуры (субмикрокристаллическая или наноструктурная, в зависимости от этапа интенсивной пластической деформации) происходит внутри микрополос локализации деформации или на их пересечениях. Объемная доля подобных микрообъемов растет при увеличении суммарной накапливаемой пластической деформации.

Анализируются возможные модели достижения минимального размера зерна при интенсивной пластической деформации в сплавах на основе TiNi .

Работа поддержана программами СО РАН (№ III.20.2.2), Президиума РАН (№ 7.2).

Особенности дефектной структуры нанокристаллического Та, полученного кручением под давлением

Малахова С.А.¹, Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Корзников А.В.³

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, malakhova_sv@rambler.ru

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия

³ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия

Проведено электронно-микроскопическое исследование особенностей тонкой дефектной структуры чистого Та (99.99 %) после деформации кручением под давлением при комнатной температуре. Для количественного определения параметров зеренной и дефектной структур применялись специальные методики темнопольного анализа дискретных и непрерывных разориентировок.

Установлено, что в материале после деформации кручением под давлением формируется анизотропное структурное состояние, характеризующееся кратным различием в размерах зерен с высокоугловыми границами в параллельном и перпендикулярном плоскости наковален направлениях. При достижении степени деформации $e > 3$ на фоне высокой анизотропии зеренной структуры наблюдается эволюция двухуровневых структурных состояний: фрагментация субмикрочерен (100–200 нм) с большеугловыми границами разориентации на нанокристаллы размерами от 5 до 20 нм с малоугловыми границами.

В процессе детального анализа определены типичные значения компонент кривизны кристаллической решетки в наноразмерных субзернах с учетом непрерывного или «непрерывного плюс дискретного» характера изменения ориентации. Установлено, что параметры кривизны в различных субзернах изменяются от 10° до 150° мкм⁻¹. Проведенные оценки величин локальных внутренних напряжений с учетом характерных пространственных масштабов обнаружения субструктур с высокой кривизной составляют $E/60$ – $E/400$.

Показано, что большая часть мало- и большеугловых границ является границами с переменными векторами разориентации, которые в рамках континуальной теории дефектов могут быть представлены как плоское скопление непрерывно распределенных частичных дисклинаций одного знака.

Обсуждаются механизмы деформации и переориентации кристаллической решетки, обеспечивающие формирование в процессе кручения под давлением анизотропного субмикрочристаллического состояния. Проанализированы механизмы наномасштабного уровня, отвечающие за эволюцию двухуровневых структурных состояний.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Федерального агентства РФ по образованию (госконтракт № 14.740.11.0466), грантов РФФИ (№ 09-02-00809-а) и Президента РФ (МК-85.2011.8). Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Повышение износостойкости ферритно-перлитной стали после холодного равноканального углового прессования

Мордовской П.Г., Яковлева С.П., Махарова С.Н., Макаров А.В.¹

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН,
Якутск, 677980, Россия, mordov@yandex.ru

¹ Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, 620047, Россия

Износостойкость — это многофакторный параметр, зависящий от характеристик материалов, поверхности контакта и условий трения. В связи с разработкой материалов с ультрамелкозернистой структурой представляет интерес исследование их трибологических свойств.

Цель исследования — определение влияния измельчения структуры после равноканального углового прессования стали 09Г2С на ее износостойкость при трении скольжения.

Равноканальное угловое прессование проведено при температуре 20 °С, число циклов — 2, после каждого цикла осуществляли поворот заготовки вокруг оси на 90°. Далее заготовки отжигали в течение 1 ч при 350 и 450 °С. Испытания на растяжение образцов типа I проводились на машине UTS 20 К при скорости деформирования 1 мм/мин и величине предельной нагрузки 1 т. Твердость, модуль эластичности и показатель пластичности определены на измерительной системе Fisherscope H100С Хур при нагрузке 1960 мН. Трибологические испытания выполнены на машине трения модели 73.03 по схеме «палец–плоскость» без смазки, на воздухе (данная часть экспериментов проведена в лаборатории конструкционного материаловедения ИМАШ УрО РАН). Площадь контакта — 5.4×5.4 мм², материал контртела — сталь 45, тип контртела — пластина 100×100 мм², скорость хода — 3.76 м/мин, нагрузка — 147, 220.5, 294, 367.5 Н. Интенсивность износа определена по формуле $I = \Delta m/L$, где Δm — величина износа, мг; L — пройденный образцом путь, м.

Как показал металлографический анализ, после равноканального углового прессования и отжига была получена нанофазная структура в виде субмикроструктурной ферритной матрицы, упрочненной ультрадисперсными (как минимум, первые десятки нанометров) частицами карбида [1].

После равноканального углового прессования предел текучести и предел прочности образцов увеличились с 325 и 470 МПа до 930 и 1300 МПа соответственно, твердость увеличилась с 1970 НМ и 220 НV до 3000 НМ и 330 НV, наибольшие значения прочности и твердости имеет образец после равноканального углового прессования и отжига при 350° [1]. Модуль эластичности увеличился на 30 % у образца после равноканального углового прессования без отжига и на 100 % после отжига.

Трибологические испытания при нагрузке 147 и 220.5 Н показали, что износ образцов незначительный, поверхность трения имеет следы микрорезания. Рост нагрузки до 294 Н приводит к значительному увеличению износа исходного материала вследствие перехода к адгезионному схватыванию. Интенсивность его износа составила 14.9 мг/м, после равноканального углового прессования без отжига — 5.8 мг/м, после равноканального углового прессования с отжигом при 350 и 450 °С — 1.7 и 0.1 мг/м соответственно. Большая износостойкость обработанных равноканальным угловым прессованием образцов является следствием роста твердости и прочности, а также структурных изменений (измельчение зерна, рост большеугловых границ зерен и др.). После равноканального углового прессования и последующего отжига происходит дополнительное упрочнение субмикронной ферритной матрицы, обусловленное появлением и более равномерным распределением наночастиц карбидной фазы и снижением деформационных напряжений в образцах. При нагрузке 367.5 Н износ исходного образца возрастает, износ образцов после равноканального углового прессования снижается, что является следствием увеличения твердости и прочности, улучшения способности материала сопротивляться трещинообразованию и формированию частиц износа. Дальнейшее увеличение нагрузки привело к адгезионному схватыванию всех образцов.

Равноканальное угловое прессование и последующий отжиг стали 09Г2С повысили износостойкость при трении скольжения в 6–40 раз по сравнению с исходным материалом.

Литература

1. Яковлева С.П., Махарова С.Н. Механические свойства стали 09Г2С при низкотемпературном отжиге после холодного равноканального углового прессования // Изв. Самарского научного центра РАН. – 2010. – Т. 12. – № 1. – С. 589–591.

Исследование особенностей микроструктуры и термическая стабильность многокомпонентных нанокompозитных покрытий системы Ti–C–Ni–Cr–Al–Si–Cu–N

Мошков В.Ю., Коротаев А.Д.¹, Овчинников С.В., Борисов Д.П.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
moshkov_v@mail.ru

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

Широко используемыми методами повышения эксплуатационных свойств конструкционных и инструментальных материалов являются как структурно-фазовая модификация поверхности, обусловленная формированием наноструктурированных состояний, так и нанесение защитных нанокompозитных термически стабильных тонких пленок и покрытий. Повышение термической стабильности наносостояний оказывает существенное влияние на выбор композиций составов элементов получаемых покрытий.

В нашем коллективе предложены принципы выбора элементного состава и условий синтеза термически стабильных многоэлементных нанокompозитных покрытий с высокими, функциональными свойствами, в частности сверхтвердостью.

С использованием разработанного плазменного магнетронно-дугового технологического комплекса СПРУТ, в котором реализуется возможность очистки и модификации поверхности обрабатываемого изделия в одном технологическом цикле, получены сверхтвердые нанокompозитные покрытия системы Ti–C–Ni–Cr–Al–Si–Cu–N. При синтезе покрытий использовались 4 магнетронные распылительные системы и 2 генератора газовой плазмы.

Проведено исследование особенностей структурно-фазового и упруго-напряженного состояния, элементного состава и термической стабильности многоэлементных сверхтвердых нанокompозитных покрытий системы Ti–C–Ni–Cr–Al–Si–Cu–N с использованием методов рентгено-спектрального, рентгенофлуоресцентного, рентгеноструктурного, электронно-микроскопического анализа.

Показано, что используемые условия осаждения обуславливают формирование сверхтвердых (~40 ГПа) покрытий с нанокompозитной структурой, образованной нанокристаллами размером до 15 нм и двухуровневой структурой с размером кристаллитов до 100 нм, разбитой на области когерентного рассеяния размерами 10–20 нм.

Обнаружено, что в процессе отжигов до 1000 °С включительно покрытия при незначительном снижении сохраняют высокую (~35 ГПа) твердость при фазовых превращениях, связанных с выделением нано-

размерных частиц твердого раствора медь–никель, тетрагонального нитрида титана и, возможно, нитрида кремния.

На основе полученных данных обсуждаются принципы конструирования и их влияние на структурно-фазовое состояние, трибомеханические свойства покрытий и их термостабильность.

Разработка наноструктурного сверхпластичного алюминиевого сплава

Мышляев М.М.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, 119991, Россия, mr-mmm@yandex.ru

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, 142432, Россия

Структурное состояние прутков, претерпевших равно-канальное угловое прессование в различных условиях, исследовано методами рентгеновского дифракционного анализа, просвечивающей электронной микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, включая методики дифракции обратно рассеянных электронов и ориентационной микроскопии.

Показано, что в процессе равноканального углового прессования образуется наноструктурное состояние. При этом прессование при низкой температуре приводит к формированию нанокристаллической структуры. В большинстве зерен возникает дислокационная субструктура, включающая субзерна с дислокационными границами. Наиболее развитая субструктура образуется в ходе прессования при повышенных температурах, когда образуются крупные зерна.

Изучено механическое поведение образцов, полученных с помощью равноканального углового прессования, имеющих различное структурное состояние. Для образцов каждого структурного состояния определены оптимальные температурные и деформационные условия для достижения наибольших деформаций до разрушения.

Образцы с развитой субструктурой демонстрируют сверхпластическую деформацию. Вопреки общепринятому мнению, у образцов с наиболее мелким зерном деформация до разрушения оказалась незначительной. Наибольшая деформация до разрушения наблюдалась у образцов, претерпевших 10-кратное равноканальное угловое прессование при 370 °С. Она достигала около 2000 % при скорости деформации 10^{-2} с^{-1} при 370 °С.

Было изучено механическое поведение образцов в условиях сверхпластической деформации. Установлены стадии высокоскоростной сверхпластической деформации и определены зависимости истинной

скорости деформации от температуры, истинного напряжения и истинной деформации для стадии упрочнения и разупрочнения. Также для этих стадий определены величины энергии активации и коэффициента m , характеризующего чувствительность напряжения течения к скорости деформации. Показано, что реализуются деформации до $\sim 2000\%$ и $m \approx 0.45$. Эти величины параметров отвечают сверхпластическому течению.

Установлено, деформация на стадии упрочнения протекает со скоростью $\sim 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и контролируется самодиффузией в объеме зерен, что характерно для сверхпластичности за счет внутриверного скольжения. Ей отвечает динамическая рекристаллизация «на месте». Установлено, на стадии разупрочнения деформация протекает со скоростью $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и контролируется самодиффузией по границам зерен, что типично для сверхпластичности, обусловленной скольжением по границам зерен.

Изучено структурное поведение в условиях сверхпластичности. Получены данные, которые свидетельствуют о внутриверном скольжении на первой стадии и о протекании динамической рекристаллизации с участием скольжения по границам зерен и миграции их границ на последней стадии.

Работа выполнена при поддержке РФФИ.

Влияние ионного наноструктурирования поверхностного слоя подложки на термоциклическую стойкость теплозащитного покрытия Si–Al–N

Никалин А.Ю., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Нейфельд В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
retc@ispms.tsc.ru

Современные требования к эксплуатационным характеристикам жидкостных ракетных двигателей делают актуальной задачу нанесения покрытий с низкой теплопроводностью и высокой термоциклической стойкостью на внутренние поверхности сопел, в частности теплозащитных керамических на основе нитридов и оксидов кремния-алюминия. Эти материалы обладают низким термическим коэффициентом линейного расширения, высокой прочностью и стойкостью к термическим ударам. Технические характеристики таких термоциклических покрытий зависят не только от физико-механических свойств материалов, применяемых для их изготовления, но и от морфологии и структурно-фазового состояния поверхностного слоя, который можно модифицировать с по-

мощью нанесения покрытий и предварительного наноструктурирования поверхностного слоя материала перед нанесением покрытия.

Целью работы является изучение влияния ионного наноструктурирования поверхностного слоя медной подложки и структурно-фазового состояния теплозащитного покрытия на основе системы Si–Al–N на термоциклическую стойкость. Наноструктурирование поверхностного слоя и осаждения покрытий на основе системы Si–Al–N проводили с помощью вакуумной установки типа Квант, оснащенной круговым планарным импульсным магнетроном с мозаичной алюминиево-кремниевой мишенью и вакуумно-дуговым ионным источником с титановым катодом. Испытания на термоциклическую стойкость образцов с покрытиями проводили в интервале температур 293–1273 К со скоростью нагрева-охлаждения ~20 К/с. Поверхность образца со стороны покрытия фотографировали после каждого цикла нагрева-охлаждения при помощи специальной фотокамеры Microscope DCM500 на оптическом микроскопе VMG-160, данные с которой передаются непосредственно в компьютер. Рентгеноструктурный анализ покрытий проводили с помощью дифрактометра ДРОН-7. Микротвердость и адгезию покрытий определяли, применяя нанотвердомер NanoTest 600.

Исследования показали, что величина термоциклической стойкости системы «наноструктурное теплозащитное покрытие – наноструктурированный поверхностный слой медной подложки» определяется не только различием термических коэффициентов линейного расширения покрытия и подложки, но в значительной мере зависит от режима и условий наноструктурирования поверхностного слоя подложки потоком ионов титана. На основе данных о микротвердости и адгезии покрытий, а также о структурно-фазовом составе покрытий и поверхностного слоя медной подложки обсуждаются возможные механизмы наблюдаемого изменения термоциклической стойкости. Показано, что с ростом длительности ионного наноструктурирования поверхностного слоя медной подложки уменьшается средний размер зерен в поверхностном слое подложки и в покрытии и увеличивается стойкость покрытия к трещинообразованию, что приводит к повышению термоциклической стойкости системы «наноструктурное теплозащитное покрытие — наноструктурированный поверхностный слой медной подложки».

Роль нанодисперсных включений в упрочнении конструкционных материалов

Панин В.Е., Дерюгин Е.Е., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
dee@ispms.tsc.ru

На основе совместных подходов мезомеханики и неравновесной термодинамики показано, что любые нановключения, в том числе с низким модулем упругости и нанопоры, обуславливают упрочнение материала.

Особенности влияния холодной пластической деформации на структуру и механические свойства ультрамелкозернистых титановых сплавов

Раточка И.В., Лыкова О.Н., Грабовецкая Г.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, 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 дальнедействующих полей напряжений и т.п. Однако, несмотря на большой объем выполненных исследований, до сих пор до конца не ясны закономерности и механизмы явлений, протекающих в указанных материалах. Последнее существенно усложняет разработку и оптимизацию режимов термомеханической обработки металлов и сплавов в субмикро- и нанокристаллическом состояниях. В связи с этим, экспериментальные исследования особенностей влияния пластической деформации на механические свойства и эволюцию структуры таких материалов представляются актуальными.

В связи с изложенным выше, в настоящей работе на примере титановых сплавов ВТ1-0 и ВТ6 в субмикрокристаллическом состоянии проведено исследование особенностей влияния холодной пластической деформации прокаткой на структуру, механические свойства и деформационное поведение при растяжении субмикрокристаллических титановых сплавов, полученных методами интенсивной пластической дефор-

мации. Показано, что такая обработка может приводить как к упрочнению, так и разупрочнению рассматриваемых сплавов. Установлено, что характер изменения механических свойств определяется соотношением таких параметров структуры, как размер зерен, однородность их распределения по размерам, объемная доля мелких зерен с пониженной плотностью дислокаций.

Механизм формирования наноструктурного состояния в условиях плазменного напыления механоактивированных порошков из материалов с эффектом памяти формы

Русинов П.О., Бледнова Ж.М.

Кубанский государственный технологический университет,
Краснодар, 350072, Россия, blednova@mail.ru

Перспективы широкого использования материалов с эффектом памяти формы ограничены по ряду причин и в основном из-за высокой стоимости. Поэтому идея совмещения конструкционного материала и функциональных свойств сплавов с эффектом памяти формы за счет нанесения покрытий с эффектом памяти формы весьма плодотворна и позволяет, помимо ресурсосбережения, решать технические задачи, недостижимые другими методами. Более широкие возможности открываются при формировании наноструктурированных покрытий из материалов с эффектом памяти формы. Эффективными способами формирования наноструктурного состояния являются высокоэнергетические комбинированные методы, при использовании которых реализуются синергетические эффекты, достижимые только при совмещении различных процессов обработки. Целью настоящей работы является изучение механизма формирования наноструктурного состояния в покрытиях из материалов с эффектом памяти формы при реализации комбинированного метода, включающего предварительную механоактивацию и плазменное напыление.

Механоактивация порошков из материалов с эффектом памяти формы производилась в атриторе со следующими параметрами: скорость вращения мешалки 600–1200 мин⁻¹, диаметр шаров составлял 6 мм, отношение массы шаров к массе загрузки порошка — 20:1. Плазменное напыление порошков TiNi (ПН55Т45), NiAl (ПН80Ю20) и последующая обработка осуществлялись в едином технологическом цикле на модернизированной установке УПУ-3Д (пат. № 2398027, 2402628). С целью обеспечения функционально-механических свойств материалов с

эффектом памяти формы произведена оптимизация наноструктуры поверхностного слоя [1].

В процессе механоактивации частицы порошка подвергаются интенсивной пластической деформации, что приводит к повышению температуры и образованию многочисленных дефектов, которые и являются центрами образования нанозерен. После каждого соприкосновения с рабочим телом частица порошка резко охлаждается до температур близких к комнатным (в качестве инертной среды использовался бензин, камера охлаждалась водой). Формирование нанозерен происходит до тех пор, пока либо вся частица не приобретет нанокристаллическую структуру, либо нанозерна не достигнут критического размера, при котором дальнейшее пластическое деформирование невозможно. Учитывая, что обрабатываемые сплавы с эффектом памяти формы являются интенсивно упрочняющимися, резкое их охлаждение в жидкой среде приводит к повышению хрупкости и дальнейшему измельчению. Частицы порошка после механоактивации представляет собой уплощенные диски размером 5–10 мкм, толщиной 0.9–1 мкм и имеют наноразмерную структуру с размером кристаллов 80–120 нм.

Формирование наноструктурного состояния и повышенные функционально-механические свойства покрытия при плазменном напылении механоактивированных порошков объясняются тем, что при высокой интенсивности подвода энергии в процессе механоактивации большая ее часть аккумулируется на поверхности, образованной в процессе измельчения частиц, а также в большом количестве различного рода дефектов. Запасенная в результате механоактивации энергия выделяется при плазменном напылении, что приводит к лучшему проплавлению напыляемых металлов, повышению адгезионных свойств и меньшей пористости.

Процесс кристаллизации расплавленной частицы, попадающей на холодную подложку, происходит в условиях интенсивной пластической деформации и при больших степенях переохлаждения, что приводит к образованию в расплаве кристаллических зародышей на флуктуациях дальнего порядка. При больших степенях охлаждения образуются зародыши, критический размер которых r_k определяется степенью переохлаждения: $r_k = 2\gamma/\Delta g_u$, где γ — удельная энергия поверхности раздела «жидкость – твердая фаза»; Δg_u — движущая сила (свободная энергия на единицу объема), направленная на изменение агрегатного состояния. При охлаждении с критической скоростью кристаллизация протекает в условиях дефицита тепла и температура на фронте растущего кристалла резко снижается. Это приводит к приостановке роста кристаллов на определенном этапе, и расплав, оставшийся непревращенным, затвердевает с образованием аморфного состояния. Аморфная составляющая, ис-

пытывая горячую пластическую деформацию, в дальнейшем претерпевает динамическую рекристаллизацию с образованием наноразмерной структуры.

В работе на основании описанного механизма и комплексных металллофизических исследований получены новые сведения о наноразмерной композиции в пределах поверхностно-модифицированных слоев TiNi, NiAl, о механических свойствах, фазовом составе, определяющем функциональные свойства, что позволило находить пути их целенаправленного формирования для различных условий эксплуатации.

Работа поддержана грантами РНП 2.1.2/6702, 2.1.2/9446 Министерства образования и науки РФ.

Литература

1. Бледнова Ж.М., Русинов П.О. // Российские нанотехнологии. – 2010. – № 3–4. – С. 58–64.

Исследование образования селеновых наностержней

*Савинцев Ю.П., Савинцева С.А.¹, Иванов К.В.², Машковцев Р.И.,
Найден Е.П.³, Шевченко В.С., Уракаев Ф.Х.*

Институт геологии и минералогии СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия,
svs@igm.nsc.ru

¹ Институт неорганической химии СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

Селен, широко распространенный полупроводник и фотопроводник прошлого столетия в наши дни имеет новое рождение благодаря нанодисперсному состоянию. Элементарный наноселен — перспективный материал для приложений в электронике, фотонике, энергетике, медицине. Двумерные наноструктуры селена, например наностержни, нанопроволоки, наноленты, могут быть использованы в электронных устройствах. Эти наноструктуры были получены с применением соответствующих темплатов, например поверхностно активных веществ. Но закономерности их образования не достаточно ясны. Преобладает эмпирический подход. Вот почему мы начали изучение влияния ряда родственных поверхностно активных веществ на процесс образования двумерных структур наноселена. Изучаемые системы были нанокompозитами, образованными из водных растворов поливинилового спирта, поверхностно активных веществ и аморфного элементарного селена. Последний был получен в водных растворах композитов по химической реакции восстановления селенита аммония гидразин-гидратом. Поверхностно активные

вещества, использованные в исследовании, были 6 оксиэтилированных алкилфенолов, где число оксиэтильных групп изменялось от 6 до 35. Растворы композитов высушивались и их тонкие пленки исследовались методами оптической, электронной сканирующей микроскопии, оптической спектроскопии, спектроскопии комбинированного рассеяния и рентгеновской дифрактометрии. Было обнаружено, что наночастицы в исследуемых образцах пленочных композитов могут образовывать линейные дискретные ряды. Образование наностержней имеет место только в случае одного поверхностно активного вещества из этого ряда. Все образовавшиеся наностержни имеют непрерывную прямолинейную форму. Найдена корреляция способности поверхностно активных веществ образовывать непрерывные двумерные структуры и свойств темплата. Предложена модель образования наноструктур, учитывающая строение полимерной матрицы.

**Исследование плазмохимических порошков
 $ZrO_2-Al_2O_3-Y_2O_3$, подвергнутых термической
и механической обработке в шаровой мельнице
методами адсорбционного анализа**

Севостьянова И.Н., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
sevir@ispms.tsc.ru

Плазмохимические керамические порошки $ZrO_2-Al_2O_3-Y_2O_3$ являются перспективными материалами для создания керамики функционального и конструкционного назначения. При синтезе в них формируются неравновесные твердые растворы типа $ZrO_2(Y, Al)$, структура которых имеет как аморфную, так и кристаллическую составляющую. Широкое применение плазмохимических порошков сдерживается сложной морфологией частиц, существенно снижающей их технологические свойства. Одним из путей повышения технологических свойств плазмохимических порошков являются отжиги и низкоэнергетическая механическая обработка в активаторах. Перспективным методом изучения свойств поверхности порошков является исследование изотерм адсорбции-десорбции, в которых присутствует петля гистерезиса. Подобный анализ позволяет оценить такие характеристики порошков, как общая площадь удельной поверхности $S_{уд}$, объем нанопор разного радиуса и их распределение по размерам.

В работе исследованы плазмохимические порошки двух составов: $ZrO_2-20\%Al_2O_3-4\%Y_2O_3$ и $ZrO_2-80\%Al_2O_3-3\%Y_2O_3$ (вес. %), изготов-

ленные на Сибирском химическом комбинате методом денитрации водных растворов солей в плазме высокочастотного разряда. Порошки подвергали отжигу на воздухе в интервале температур 400–1200 °С, с шагом 100 °С, на воздухе с изотермической выдержкой 1 ч. Низкоэнергетическую механическую обработку проводили посредством сухого размола порошка в шаровой мельнице с фарфоровыми мелющими телами. Время обработки меняли от 5 до 100 ч.

В температурном интервале отжига от 400 до 1000 °С площадь удельной поверхности порошков $ZrO_2-20\%Al_2O_3-4\%Y_2O_3$ меняется в узком диапазоне от 10 до 12 м²/г. При дальнейшем повышении температуры отжига происходит резкое уменьшение площади удельной поверхности до 3 м²/г. Площадь удельной поверхности порошка $ZrO_2-80\%Al_2O_3-3\%Y_2O_3$ в исходном состоянии значительно выше, чем в составе с 20 % Al_2O_3 , и составляет 27 м²/г. Увеличение температуры отжига до температур 400–600 °С приводит к незначительному увеличению $S_{уд}$, а при $T_{отж} = 1100-1200$ °С — к резкому уменьшению площади удельной поверхности до 15 м²/г. Причиной резкого уменьшения площади удельной поверхности и объема нанопор на поверхности порошка при температурах отжига 1100–1200 °С может являться частичное припекавание частиц порошка друг к другу.

С увеличением времени механической обработки порошка $ZrO_2-20\%Al_2O_3-4\%Y_2O_3$ площадь удельной поверхности монотонно увеличивается с 5 до 9.5 м²/г. Измерение удельной поверхности порошков $ZrO_2-80\%Al_2O_3-3\%Y_2O_3$ после механической обработки показывает, что они имеют вид кривой с максимумом. Удельная поверхность исходного порошка составляет примерно 25 м²/г. Механическая обработка до 25 ч приводит к увеличению значений площади удельной поверхности порошка до максимального значения 32 м²/г, а дальнейшее увеличение времени механической обработки приводит к снижению величины удельной поверхности до 29 м²/г.

Формирование нанокompозитных многослойных теплозащитных покрытий с высокой термоциклической стойкостью ионно-магнетронным методом

Сергеев В.П., Панин В.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
vsereg@mail.tomsknet.ru

Современные требования к эксплуатационным характеристикам ракетных двигателей, корректирующих направление полета, делают акту-

альной задачу разработки таких покрытий на внутренние поверхности сопел, которые обладали бы не только высокими теплозащитными характеристиками, но и достаточно высокой термоциклической стойкостью. Решение этой задачи является крайне важным в силу выдвигаемых новых требований, которые заключаются в обеспечении многоразового использования двигателей в ходе длительного космического полета.

В работе сформулированы и обоснованы основные принципы формирования нанокompозитных многослойных теплозащитных покрытий с высокой термоциклической стойкостью на медных подложках с помощью комбинированного метода ионно-магнетронного осаждения жаростойких оксидных и нитридных керамических материалов и наноструктурирования поверхности медной подложки сильноточным потоком тяжелых металлических ионов, состоящие в следующем.

1. В поверхностном слое подложки необходимо:

- сформировать мелкоячеистую границу раздела для улучшения сцепления первого слоя покрытия с подложкой;

- создать «шахматное» распределение напряжений и деформаций на границе раздела «первый слой покрытия – подложка», позволяющее управлять структурой покрытия в процессе его осаждения;

- образовать максимально высокую концентрацию мелких равномерно распределенных по поверхности концентраторов напряжений с целью уменьшения вероятности образования крупных концентраторов напряжений в области интерфейса подложки с первым слоем покрытия;

- обеспечить снижение величины деформации первого слоя покрытия при термоциклировании за счет уменьшения различия температурного коэффициента линейного расширения первого слоя с подложкой.

2. Верхний функциональный слой покрытия должен иметь низкую теплопроводность, глобулярную структуру и достаточную толщину, чтобы обеспечить эффективное снижение температуры для создания необходимых условий работы нижележащему слою; высокую окислительную стойкость, чтобы не допустить окисления действующим плазменным потоком нижележащего слоя; достаточно высокую адгезию к соседнему слою и способность противостоять трещинообразованию или тенденцию к образованию в процессе термоциклирования сетки мелких тангенциальных трещин, чтобы предотвратить отслаивание и оголение нижележащего слоя.

3. Промежуточный слой является основным, несущим механические нагрузки и релаксирующим возникающие при термоциклировании амплитудные напряжения в многослойном покрытии. Он должен обладать высокой прочностью, высокой трещиностойкостью и стойкостью к термическим ударам, высокой релаксационной способностью, низким значением температурного коэффициента линейного расширения.

Экспериментально показано, что сформированные на основе разработанных принципов и комбинированного ионно-магнетронного метода покрытия, состоящие из слоев: верхний — на основе Zr–Y–O, промежуточный — на основе Si–Al–N, нижний — наноструктурированный поверхностный слой медной подложки, достигают величины термоциклической стойкости 90–100 циклов в температурном интервале 293–1273 К, что превышает лучшие результаты, полученные на промышленных образцах теплозащитных покрытий в 6–10 раз. Проведение огневых испытаний этих покрытий в Исследовательском центре им. М.В. Келдыша (г. Москва) на плазмотроне мегаваттного класса подтвердила их работоспособность как в стационарном режиме воздействия потока плазмы мощностью $2.6 \cdot 10^7$ Вт/м² и температурой 4000 К, так и в режиме термоциклирования. Показано, что средняя величина рабочей температуры многоуровневых наноструктурных теплозащитных покрытий $T_{\text{Wпокр}}$ равна 1280 ± 30 К, а их эффективный коэффициент теплопроводности находится в пределах $\lambda_{\text{покр}} = 7\text{--}14$ Вт/(м·К). С помощью сканирующей электронной микроскопии установлено, что образцы нанокompозитных многослойных теплозащитных покрытий выдерживают огневые испытания без нарушения сплошности, отслоения и разрушения.

Обработка поверхностных слоев ферритно-мартенситной стали ЭК-181 ионными пучками циркония

*Снякова Е.А., Панин А.В., Первалова О.Б., Шугуров А.Р.,
Сергеев В.П., Леонтьева-Смирнова М.В.¹*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
mea@ispms.tsc.ru

¹ОАО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. А.А. Бочвара», Москва, 123098, Россия

В настоящее время широко применяются различные методы модификации поверхностных слоев конструкционных сталей, основанные на использовании концентрированных потоков энергии — струи плазмы, лазерные, электронные, ионные пучки и др. Достоинством ионно-лучевой обработки является возможность формирования в поверхностных слоях материала не только высокодефектных структур, но и твердых растворов высокой концентрации, наноразмерных фаз внедрения и неравновесных фаз, интерметаллидных соединений и т.д. Подобное структурно-фазовое изменение обуславливает повышение твердости, износо- и коррозионной стойкости и других характеристик металлов и сплавов. В настоящей работе исследуется влияние облучения ионными

пучками Zr^+ на структуру, фазовый состав и механические свойства образцов ферритно-мартенситной стали ЭК-181.

В работе исследована ферритно-мартенситная сталь ЭК-181 состава Fe–12Cr–2W–V–Ta–B. Стандартная термообработка стали ЭК-181 состояла из закалки от 1080 °С, 1 ч и старения при 720 °С, 3 ч. Обработку образцов стали ионными пучками Zr^+ осуществляли с помощью вакуумно-дугового импульсного ионного источника в атмосфере аргона при давлении $3 \cdot 10^{-3}$ Па, при напряжении смещения $U_s = -900$ В и токе дугового разряда $I_a = 100$ А. Время обработки составляло от 2 до 6 мин. Исследования модифицированных поверхностных слоев стали проводили с помощью микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии и наноиндентирования. Механические испытания образцов стали ЭК-181 выполняли путем одноосного статического растяжения при комнатной температуре.

Сталь, подвергнутая стандартной термообработке (закалке и старению), имеет структуру фрагментированного пакетного мартенсита, по границам и внутри которого происходит выделение карбида ванадия V_2C , и зеренно-субзеренную структуру α -фазы. В результате ионно-лучевой обработки в поверхностных слоях образцов стали ЭК-181 формируется твердый (до 10 ГПа) слой оксида циркония, толщина которого не превышает 0.5 мкм, и имплантированного циркония (с твердостью 3 ГПа) толщиной до 5 мкм. Электронно-микроскопические исследования выявили наличие в модифицированном поверхностном слое зерен оксида циркония ZrO размером 200–300 нм. По границам и в объеме зерен ZrO наблюдаются нанокристаллические частицы ZrO_2 размером до 5 нм. В мартенситной структуре стали, граничащей с поверхностным слоем, обогащенным цирконием, обнаруживается большое число интерметаллидных фаз Fe_3Zr , Fe_2Zr и Zr_3Fe .

Показано, что с увеличением дозы облучения изменяется структура не только поверхностного слоя, но и объема материала. Интенсивный нагрев образца приводит к формированию в стали мартенсита закалки, что сопровождается существенным увеличением прочностных характеристики стали ЭК-181.

Исследование многослойных наноструктурных покрытий на основе системы Ni–Al, сформированных методом магнетронного напыления

*Федорищева М.В., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р.,
Калашников М.П., Сергеев О.В.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
fmw@ispms.tsc.ru

Получение слоистых нанокристаллических покрытий на основе системы Ni–Al методом магнетронного нанесения в настоящее время представляется одним из наиболее перспективных направлений получения новых покрытий, которые используются в современных двигателях — морских, авиационных, сухопутных. Модифицирование пучками металлических ионов легирующих элементов каждого слоя позволяет значительно улучшить прочность, микротвердость при высоких температурах. Механизм образования таких наноконструктивных структур связывают с сегрегацией одной фазы по границам зерен другой фазы, в результате которой прекращается рост кристаллитов основной фазы.

Целью данной работы было исследование тонкой структуры, фазового состава механических свойств (износостойкость, жаростойкость, микротвердость) нанослоистых интерметаллидных покрытий на основе системы Ni–Al, сформированных методом магнетронного напыления.

Наноструктурирование поверхностного слоя и осаждение покрытий проводили на вакуумной установке типа Квант, оснащенной импульсным магнетроном и вакуумно-дуговым ионным источником. Рентгеноструктурный анализ покрытий проводили на дифрактометре ДРОН-7, электронно-микроскопические исследования — на приборе ЭМ-125. Испытания на трение и износ образцов с покрытиями проводили на машине 2070СМТ-1 по схеме «вращающийся диск – неподвижная колодка». Микротвердость измеряли на приборе NanoHardnessTester, CSM.

Методом просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа было установлено, что в составе нанокристаллического покрытия содержатся практически все фазы диаграммы состояния системы Ni–Al. Основной фазой является фаза NiAl со сверхструктурой B2. Остальные фазы располагаются в стыках зерен и по границам зерен основной фазы, что приводит к стабилизации границ зерен. Износостойкость и микротвердость нанослоистых покрытий на основе системы Ni–Al выше, чем эти же характеристики для объемных материалов.

Соотношение Холла–Петча для титана в интервале от крупнокристаллического до наноструктурного состояний

*Шаркеев Ю.П., Курзина И.А.¹, Ерошенко А.Ю.,
Толмачев А.И., Чабанец А.А.²*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
sharkeev@ispms.tsc.ru

¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,
634003, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

Значительное повышение механических свойств металлических материалов может быть достигнуто за счет создания в объеме материала наноструктурного/ультрамелкозернистого состояния методами интенсивной пластической деформации. В настоящее время предложен ряд методов интенсивной пластической деформации, позволяющих получать заготовки значительных размеров ряда чистых металлов, сплавов и сталей с однородной наноструктурой по всему объему. Повышение механических свойств обеспечивается, прежде всего, за счет эффективного измельчения зеренной структуры. При этом в широком интервале размеров зерен выполняется известное соотношение Холла–Петча:

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

где σ — предел текучести, или напряжение течения; σ_0 — сопротивление деформированию монокристалла; k — коэффициент (зернограничного упрочнения). Соотношение Холла–Петча может быть записано и для микротвердости H_μ , причем

$$H_\mu = a\sigma_0, \quad (2)$$

где $a \cong 3$ для крупнокристаллических чистых металлов. Анализ количественных характеристик, механических свойств и их эволюции с уменьшением размера зерна для поликристаллических металлов и сплавов позволил выявить критические размеры зерен, где еще выполняется соотношение Холла–Петча. Как правило, для чистых металлов критический размер зерна оценивается примерно в 100 нм и определяется формированием бездислокационных зерен. В то же время вопрос о граничных значениях минимального размера зерна, до которого выполняется данное соотношение, полностью не решен.

В работе приведены результаты исследования микроструктуры технически чистого титана ВТ1-0 в интервале размеров зерен и элементов структуры (субзерна и фрагменты) от ~60 нм до ~40 мкм. Состояния с различным размером зерна получали в результате часовых отжигов при различных температурах образцов титана, находящихся в нанострукту-

рированном/ультрамелкозернистом состоянии. В свою очередь, наноструктурированное/ультрамелкозернистое состояние получали комбинированным методом интенсивной пластической деформации, включающим многократное одноосное свободное abc-прессование или прессование в пресс-форме и многоходовую прокатку при комнатной температуре. Исследования микроструктуры выполнены методами оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии. В качестве механических характеристик выбраны микротвердость и предел текучести. Определена величина коэффициента a для исследованного интервала размеров зерен.

Показано, что соотношение Холла–Петча выполняется для двух интервалов размеров зерен с разным наклоном прямой для зависимости (1). Критический средний размер зерна для титана составляет 200 нм. В случае малых размеров зерен (второй интервал) угол наклона прямой (коэффициент k) значительно уменьшается по сравнению с величиной k для первого интервала. Анализируются причины изменения величины k .

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программ фундаментальных исследований Президиума РАН (проект 18.2), СО РАН на 2010–2012 гг. (проект № III.20.2.2).

Исследование дефектной субструктуры аустенитной стали после высоких степеней деформации прокаткой и кручением под давлением в камере Бриджмена

*Шевченко Н.В.¹, Литовченко И.Ю.¹, Тюменцев А.Н.^{1,2},
Корзников А.В.³*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
Shevchenko_tasha@mail.ru

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

² Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия

Изучены особенности дефектной субструктуры и фазового состава аустенитной стали 17Cr–14Ni–2Mo после больших пластических деформаций прокаткой ($e \leq 4.6$, где e — истинная логарифмическая деформация) и кручением под давлением в наковальнях Бриджмена при комнатной температуре ($e \approx 3.8–6$).

Показано, что в исходно аустенитной стали в процессе больших пластических деформаций формируется до 1.2 % ОЦК-фазы.

Установлено, что при значениях $e \geq 4.6$ в стали формируется структурное состояние с фрагментами (зернами) субмикро- и нанокристаллического масштаба. Формирование такой структуры происходит в про-

цессе взаимодействия микродвойников деформации с полосами локализации деформации с высокоугловыми разориентировками [1].

При формировании наноструктурных состояний наблюдаются существенные неоднородности в структуре субмикро- и нанозерен. Обнаружены зерна с высокой (до 10^{12} см^{-2}) плотностью дислокаций. При этом дислокации распределены хаотически, выстраиваются в дислокационные стенки, формируя границы с малоугловыми разориентировками. Исследования разориентировок границ зерен показали наличие границ с переменными векторами разориентации. Показано также формирование зерен, практически свободных от дислокаций, в которых прошла динамическая рекристаллизация. Внутри части зерен наблюдается формирование нанодвойников, в ряде случаев содержащих прослойки ϵ -мартенсита.

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы пластической деформации стали в наноструктурных состояниях, полученных в процессе больших пластических деформаций.

Литература

1. Литовченко И.Ю., Шевченко Н.В., Тюменцев А.Н., Корзников А.В. Механизмы формирования дефектной структуры и наноструктурных состояний в аустенитной стали при больших пластических деформациях прокаткой и кручением под давлением // Перспективные материалы. – 2009. – № 7. – С. 185–188.

Секция 5.
Материалы с модифицированными
поверхностными слоями и
покрытиями. Градиентные
материалы

Влияние содержания меди на разрушение зоны трения скользящего электроконтакта, содержащего переработанную сталь

Алеутдинова М.И.^{1,2}, Фадин В.В.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск, 636036, Россия,
aleut@ispms.tsc.ru

Повышение электропроводности скользящего электроконтакта достигается за счет использования материалов с низким удельным электросопротивлением. Поэтому композиты для скользящего токосъема, как правило, содержат более 50 % меди. Представляет интерес создание материалов, износостойких при трении без смазки с повышенной контактной плотностью тока. Влияние содержания меди на работоспособность этих материалов необходимо оценить отдельно, т.к. увеличение плотности тока вызывает появление электроразрядов и приводит к быстрому изнашиванию поверхности. Известно, что композиты на основе переработанной стали ШХ15 имеют относительно невысокое удельное электросопротивление и могут служить прототипом для создания токосъемных материалов, износостойких при высокой плотности тока.

Цель настоящей работы — оценить влияние содержания меди в композитах, содержащих переработанную сталь ШХ15, на интенсивность изнашивания и электросопротивление зоны трения.

Модельные композиты имели фазовый состав по шихте (об. %): (7–50) % Cu + (4–10) % графит + (40–89) % ШХ15, где ШХ15 — сталь ШХ15, переработанная из шлифовального шлама подшипникового производства. Композит 1, содержащий 7 % Cu, спекали при температуре 1150 °С в течение 1.5 ч. Композит 2 получен из композита 1 путем дополнительной пропитки медью при температуре 1100 °С в течение 10 мин. Композиты 3–5 (15, 20, 50 % Cu) спекали при температуре 1100 °С в течение 2 ч. Физические и механические свойства определены по стандартным методикам. Триботехнические испытания проведены в условиях скользящего токосъема без смазки со скоростью скольжения 5 м/с при давлении 0.13 МПа на машине трения СМТ-1 по схеме нагружения «вал – колодка». Путь трения составлял не менее 9 км. Через трибоконтакт протекал переменный ток (50 Гц).

Показано, что композит 1 формирует зону трения с относительно высоким электросопротивлением. Небольшое содержание меди и высокая пористость обуславливают повышенное удельное электросопротивление композита ($\rho = 0.38$ мкм·м), что может быть основной причиной катастрофического изнашивания ($I_h \geq 35$ мкм/км) при плотности тока выше 125 А/см.

Композит 2 имеет более низкие пористость и удельное электросопротивление ($\rho = 0.2$ мкм·м) и более высокие механические свойства по сравнению с композитом 1. Высокая твердость обеспечивает незначительную интенсивность изнашивания при скольжении с плотностью тока до ~ 70 А/см². Катастрофический износ ($I_h \geq 15$ мкм/км) начинается вследствие активизации электроэрозии при плотности тока около 125 А/см². Можно утверждать, что каркасная структура материалов 1 и 2 не позволяет реализовать долговременный скользящий электроконтакт с повышенной плотностью тока без смазки, поэтому целесообразно изменить структуру композита.

Спеченные композиты 3, 4 имеют матрично-наполненную структуру. Релаксация напряжений в поверхности трения с такой структурой происходит путем формирования квазиаморфных вторичных структур и их разрушения с образованием частиц износа. При трении с плотностью тока более 100 А/см² электросопротивление и интенсивность изнашивания композитов 3 и 4 более низкие, чем у композитов 1 и 2. Композит 5, содержащий 50 % Си, имеет небольшое удельное электросопротивление ($\rho = 0.15$ мкм·м), но формирует зону трения с более высоким электросопротивлением. Изнашивание происходит вследствие сильного адгезионного взаимодействия. Режим катастрофического изнашивания композита 5 ($I_h \geq 20$ мкм/км) начинается при плотности тока около 70 А/см².

Все композиты формируют слой переноса на контртеле в условиях катастрофического изнашивания.

Спеченные композиты на основе переработанной стали ШХ15, содержащие 15–20 % Си, имеют матрично-наполненную структуру, позволяющую осуществить трение с относительно низкими электросопротивлением и интенсивностью изнашивания до начала режима катастрофического изнашивания при плотности тока более 200 А/см².

Электропроводность контакта металлических материалов в присутствии расплава Pb–Sn между скользящими поверхностями

Алеутдинова М.И.^{1,2}, Фадин В.В.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск, 636036, Россия,
aleut@ispms.tsc.ru

Одним из способов уменьшения электросопротивления зоны трения является увеличение площади фактического контакта, что можно достигнуть формированием высокопластичных поверхностных слоев. Из-

вестно, что применение жидкого металла в качестве межконтактной среды приводит к многократному увеличению проводящей площади контакта и, следовательно, к снижению контактного сопротивления.

Целью настоящей работы является оценка электропроводности контакта металлического композита при скольжении по металлическому контртелу в присутствии расплава Pb–Sn между контактирующими поверхностями.

Порошковые модельные композиты имели состав по шихте (об. %): Cu + 10 % графит + 70 % ШХ15 (композит 1), где ШХ15 — сталь ШХ15, переработанная из шлифовального шлама подшипникового производства; Cu + 10 % графит + 70 % Г13 (композит 2), где Г13 — сталь Гадфильда (13 % Mn). Образцы спекали в вакууме при температуре 1100 °С в течение 2 ч. Триботехнические испытания проведены в условиях скользящего токосъема без смазки при давлении 0.13 МПа, скорости скольжения 5 м/с в течение 30 мин на машине трения СМТ-1. Нагружение осуществлено по схеме «вал – колодка». Контртелом служила сталь 45 (50 HRC).

В контактном пространстве расплав Pb–Sn занимает не всю площадь контакта. В настоящей работе сплав Pb–Sn был нанесен в виде покрытия толщиной около 0.5 мм на боковую поверхность образца. При некоторой плотности тока j боковая поверхность композита нагревалась до температуры плавления сплава Pb–Sn, что приводило к течению расплава в зону трения. В результате увеличилась электропроводность контакта. Вольт-амперная характеристика имеет отрицательный наклон. Однако трение происходит в присутствии электроразрядов, что указывает на низкую площадь, занимаемую расплавом. Тогда сопротивление стягивания можно записать в виде: $r_l = 0.25(\rho_l + \rho_c)(\pi/n)^{0.5} s_l^{-0.5}$ и $r_{lm} = 0.25(\rho_l + \rho_c)(\pi/n)^{0.5} (s_l + s_m)^{-0.5}$, где r_l , r_{lm} и s_l , s_m — сопротивление непосредственного контакта и площадь фактического контакта в отсутствие и присутствии расплава соответственно; ρ_l и ρ_c — удельное электросопротивление поверхностного слоя образца и контртела; n — количество пятен контакта. Отсюда можно получить: $s_m = [(r_l r_{lm})^2 - 1] s_l$. Величины r_l , r_{lm} можно найти из вольт-амперной характеристики. Полученные таким образом значения s_m заметно больше, чем значения s_l . Зависимость $s_m(j)$ имеет максимум, поэтому электропроводность r_{lm}^{-1} имеет максимум в зависимости от плотности тока. Последнее равенство можно представить в виде: $r_{lm}^{-1} = r_l^{-1} (1 + s_m/s_l)^{0.5}$. Видно, что электропроводность фактического контакта r_{lm}^{-1} в присутствии расплава зависит от электропроводности r_l^{-1} , которая возведена в первую степень. В то же

время переменная s_m возводится в более низкую степень. Это означает, что площадь s_m не является определяющим фактором при создании высокой электропроводности r_{lm}^{-1} скользящего электроконтакта в случае, когда s_m заметно меньше номинальной площади контакта A_a . Поэтому можно утверждать, что электропроводность r_{lm}^{-1} более эффективно увеличивается за счет увеличения электропроводности r_l^{-1} непосредственного контакта поверхностей трения композита и контртела. Кроме того, видно, что увеличение площади s_m более эффективно увеличивает электропроводность r_{lm}^{-1} в случае более высокой электропроводности r_l^{-1} , что видно на примере композита 1 по более высокому наклону кривой $r_{lm}^{-1}(s_m)$.

Приведенные данные позволяют заключить, что высокая электропроводность скользящего контакта достигается более эффективно в случае, когда вторичные структуры токоъемного материала формируют высокую электропроводность фактического контакта r_l^{-1} , но не за счет относительно высокой площади s_m/s_l расплава Pb–Sn.

Исследование трибологической эффективности металлических нанодобавок к смазочным маслам при работе пар трения по различным кинематическим схемам

Беляев С.А., Тарасов С.Ю.¹, Jankauskas V.²

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия, sabvt@rambler.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Литовский сельскохозяйственный университет, Каунас, 53361, Литва

В настоящей работе приведены исследования воздействия смазочных нанодобавок в виде металлических наночастиц к смазочным маслам минерального происхождения при работе пар трения «сталь – сталь» с различной геометрией номинального рабочего контакта. Использовались нанопорошки меди и цинка, полученные методом электровзрыва проволочки. Элементы пар трения изготавливались из углеродистых конструкционных сталей, а в качестве базовой смазки выбиралось индустриальное или моторное масло. Трибологическая эффективность нанодобавок оценивалась по результатам измерений коэффициента трения и износа стальных поверхностей. Износ в основном оценивался с использованием оптического метода. Дополнительно проводилось исследование структуры поверхностных слоев, сформировавшейся под воздейст-

вием медных или цинковых частиц методами оптической и атомно-силовой микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа, ожеспектроскопии.

Установлено, что как медные, так и цинковые нанодобавки к маслам неоднозначно проявляют трибологическую эффективность в зависимости от выбранных условий проведения экспериментов. В целом смазочное действие металлических добавок объясняется взаимодействием наночастиц меди или цинка с кислородом смазки и механическим деформированием этих же частиц, попадающих на участки фактического касания. Кроме этого, в зависимости от типа применяемой добавки на стальных элементах формируются поверхностные слои в виде «вторичных структур» системы «железо – кислород» с различной концентрацией окисляющего элемента.

Механизм противозадирного действия углеродных нанопокровтий-ориентантов в режиме граничной смазки

*Буяновский И.А., Левченко В.А.¹, Игнатъева З.В.,
Большаков А.Н., Матвеев В.Н.¹*

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, 620049, Россия,
ilia.bouian@gmail.com, buyan37@mail.ru

¹Московский государственный университет, Москва, 119991, Россия

Как известно, ориентация молекул смазочной среды в граничном смазочном слое адсорбционного происхождения воспроизводит ориентацию поверхностного слоя твердого тела. Повышение уровня упорядоченности поверхностного слоя твердого тела повышает уровень упорядоченности молекул граничного смазочного слоя, а следовательно, трибологические характеристики смазываемого узла трения.

Авторами показано, что применение покрытий монокристаллического углерода с высокоупорядоченной линейно-столбчатой структурой обеспечивает однородное гомеотропное расположение молекул смазочной среды в граничном слое и, соответственно, прекрасные трибологические характеристики и высокую температурную стойкость. Дезориентация составляющих граничный слой молекул происходит лишь при превышении определенной критической температуры.

На основании анализа результатов экспериментальных исследований авторов и других исследователей разрушения граничных смазочных слоев и заедания трибосопряжений предлагается кинетическая модель заедания сопряжения стальных деталей с нанесенными на рабочие поверхности покрытиями-ориентантами (например покрытиями монокристаллического углерода) в режиме граничной смазки.

Основными допущениями при построении модели следующие.

1. Смазочный материал рассматривается как раствор поверхностно-активных компонентов в неактивной среде.

2. Наиболее сильно действующим фактором ужесточения режима эксплуатации узла трения является температура контакте.

3. Заедание узла трения реализуется при достижении определенного критического числа фрикционных связей между контактирующими поверхностями.

Переход к заеданию рассматриваемого узла трения с рабочими поверхностями, покрытыми монокристаллическим углеродом, осуществляется в три стадии.

На первой стадии повышение температуры в фрикционном контакте приводит к дезориентации и десорбции молекул, образующих граничный слой. Поверхности, защищенные углеродным покрытием-ориентантом, обеспечивают существенно лучшую ориентацию и, соответственно, переводят десорбцию этих молекул в область более высоких температур.

На второй стадии между не защищенными граничным слоем поверхностями в процессе их фрикционного взаимодействия образуются и разрушаются фрикционные связи. Эти связи между поверхностями, покрытыми монокристаллическим углеродом, весьма непрочны, т.к. в точках фрикционного контакта под воздействием комбинации сжимающих и тангенциальных напряжений материал покрытия графитируется, вследствие чего образуется тончайший слой твердой смазки, надежно разделяющей контактирующие поверхности.

Постепенное изнашивание/разрушение материала покрытия приводит к оголению поверхностей стальных деталей и, как следствие, к образованию фрикционных связей между металлическими поверхностями. Ужесточение режима трения обеспечивает лавинный рост количества металлических фрикционных связей вплоть до достижения их критического числа. Это приводит к схватыванию поверхностей и последующему заеданию трибосопряжения.

Адекватность предложенной модели заедания узлов трения с рабочими поверхностями деталей, покрытыми монокристаллическим углеродом, подтверждают результаты проведенных авторами сравнительных трибологических испытаний стальных деталей, покрытых монокристаллическим углеродом и аморфными алмазоподобными покрытиями, а также результаты исследования уровня ориентации смазочных слоев на поверхностях с покрытиями монокристаллического углерода и алмазоподобными покрытиями.

Кластеры малого размера в металлографическом изображении ферритно-перлитной микроструктуры сталей

Винокуров Г.Г., Попов О.Н.¹, Винокурова С.Г.²

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН,
Якутск, 677980, Россия, g.g.vinokurov@iptpn.ysn.ru

¹ Северо-восточный федеральный университет им. М.К. Аммосова,
Якутск, 677000, Россия

² Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ»,
Санкт-Петербург, 197376, Россия

В настоящее время с интенсивным развитием информационных технологий стало возможным подробное выявление разнообразных характеристик микроструктуры металлов и сплавов на основе обработки цифровых металлографических изображений, которые позволяют более полное описание особенностей строения исследуемых объектов [1]. В случае обработки металлографического изображения ферритно-перлитной микроструктуры сталей исследуемые объекты целесообразно интерпретировать как двумерные кластеры на квадратной решетке, которая обусловлена форматом цифрового изображения. Однако определение количественных характеристик металлографического изображения ферритно-перлитной микроструктуры сталей (например корреляционной длины) требует теоретического обоснования [2].

Целью данной работы является установление распределения кластеров перлита малого размера ферритно-перлитной микроструктуры сталей при обработке металлографического изображения.

Стали с ферритно-перлитной микроструктурой широко используются в промышленности и строительстве как основной конструкционный материал общего назначения. Микроструктуру ферритно-перлитной сталей на металлографическом изображении можно представить как двухфазную систему. Поэтому рассмотрим двумерный массив — матрицу размера $l \times m$, которая случайным образом заполняется частицами одной фазы (перлита); в ячейке может находиться только одна частица с вероятностью p . Если пренебречь неоднородностью строения сталей, вероятности p соответствует содержание перлита в изображении. Кластеры представляют собой группы соседних занятых ячеек-элементов матрицы; соседними являются ячейки, имеющие хотя бы одну общую сторону. Рассмотрим $n_s = n_s(p)$ — вероятность того, что произвольно выбранный узел принадлежит кластеру размера s . Будем предполагать, что для определенной конфигурации двумерного кластера возможна только одна реализация; в качестве численной характеристики конфигурации кластера можно рассматривать периметр t — количество пустых сосед-

них ячеек кластера. Кластеры одного и того же размера s могут иметь различное количество конфигураций g_{st} .

В частности, для кластеров перлита малого размера можно получить аналитические выражения:

$$\begin{aligned} n_1 &= p(1-p)^4, \quad n_2 = 2p^2(1-p)^6, \\ n_3 &= 2p^3(1-p)^8 + 4p^3(1-p)^7, \\ n_4 &= 2p^4(1-p)^{10} + 8p^4(1-p)^9 + 9p^4(1-p)^8. \end{aligned} \quad (1)$$

Кластер размера $s = 5$ уже имеет несколько десятков возможных конфигураций. Поэтому получение аналитического выражения g_{st} для кластеров большого размера является крайне затруднительным, быстрый рост количества конфигураций требует использования компьютерных вычислений.

Как видно из формул (1), независимо от размера распределение малых кластеров перлита имеет одинаковый характер изменения (рис. 1). Как и следовало ожидать, при $p = 0$ имеем $n(p) = 0$, далее при некоторой вероятности, зависящей от размера кластера, достигается максимум распределения. В дальнейшем происходит монотонное снижение количества кластеров малого размера до $n(p) = 0$ при $p = 1$ (рис. 1). Это обусловлено образованием кластеров большого размера при значениях вероятности заполнения близких к 1, в том числе и стягивающего бесконечно кластера. Точку максимума распределений кластеров малого размера можно найти из условий экстремума функций (1): $P_{\max} = 1/5$ для $n_1(p)$, $P_{\max} = 1/4$ для $n_2(p)$, $P_{\max} = 0.292$ для $n_3(p)$; $P_{\max} = 0.321$ для $n_4(p)$.

Безусловно, полученные оценки справедливы в начале формирования равновесной ферритно-перлитной микроструктуры сталей, когда неоднородностями строения можно пренебречь.

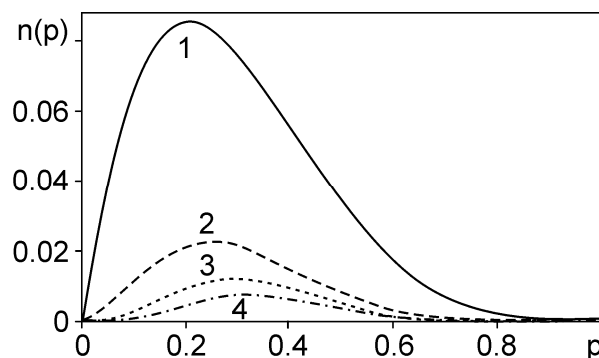


Рис. 1. Распределения кластеров перлита малого размера в зависимости от содержания перлита в микроструктуре: $s = 1$ (1), 2 (2), 3 (3), 4 (4)

На основе теории кластеров на двумерной решетке получены аналитические выражения для оценки распределения кластеров перлита малого размера ферритно-перлитной микроструктуры сталей. Результаты могут использоваться при обработке соответствующего металлографического изображения в начале формирования равновесной ферритно-перлитной микроструктуры сталей.

Литература

1. *Салтыков С.А.* Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
2. *Тарасевич Ю.Ю.* Перколяция: теория, приложения, алгоритмы. – М.: Едиториал УРСС, 2002. – 112 с.

Корреляционные характеристики поверхности трения термообработанных покрытий из порошковых проволок с тугоплавкими добавками

Винокуров Г.Г., Стручков Н.Ф., Гаврильева А.А.

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН,
Якутск, 677980, Россия, g.g.vinokurov@iptpn.ysn.ru

Как показывает анализ работ, по технико-экономическим показателям технология электродуговой металлизации порошковых проволок наиболее эффективна как способ восстановления изношенных деталей техники в ремонтном производстве [1]. С целью повышения износостойкости для обеспечения однородности структуры и необходимой прочности сцепления с основой порошковые покрытия подвергают оплавлению различными способами: в термических и индукционных печах, в высокотемпературной газовой струе, электрической дугой, лазерной обработкой и т.д.

Физико-механические свойства упрочняющих фаз при изменении структуры термообработанных покрытий из порошковых проволок существенно влияют на эксплуатационные характеристики обработанной поверхности деталей машин и механизмов [2]. При этом следует выявить, как особенности структуры термообработанного покрытия из порошковой проволоки будут проявляться в процессе изнашивания его поверхности трения.

Целью данной работы является установление влияния термообработки покрытия на корреляционные характеристики поверхности трения.

В работе были исследованы поверхности трения исходного и термообработанного покрытия из порошковой проволоки с тугоплавкими

добавками Al_2O_3 разработки Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (г. Якутск) [3]. Покрытия были нанесены на боковую поверхность дисков для испытаний на износ (диаметр — 50 мм, высота — 10 мм) с помощью промышленной установки электродуговой металлизации ЭДУ-500С при следующих технологических режимах: ток $I = 280$ А, напряжение $U = 38$ В, дистанция напыления $L = 130$ мм. На основе анализа данных по дополнительной термической обработке газотермических покрытий были выбраны режимы термообработки для повышения износостойкости: температура нагрева — 840 °С, закалка в масле и низкий отпуск при температуре 250 °С в течение 1 ч. Металлографические исследования проводились на микроскопе Neophot-32 и Axio Observer (увеличение от $\times 100$ до $\times 1000$).

Испытания на износ были проведены на машине трения СМЦ-2, износ определялся весовым методом по схеме трения «диск – колодка». Режимы испытаний: нагрузка — 75 кГ, частота вращения вала — 5 об./с, контртело — колодка из закаленной стали ШХ15, сухое трение.

Поверхность трения исследовалась с помощью профилометра SurfTest SJ-201Р фирмы Mitutoyo. Для измерения профиля поверхности трения на каждом образце были промаркированы четыре диаметрально противоположные участка покрытия. Измерялся поперечный к пути трения профиль поверхности покрытия на каждом из четырех участков с базой 4 мм по 8000 точкам. Обработкой профилограмм в электронных таблицах Excel с усреднением данных по всей поверхности покрытия были получены автокорреляционные функции профиля.

Установлено, что на поверхности исходного покрытия формируются характерные борозды, которые постепенно расширяются по пути трения, вместе с тем поры значительно сокращаются. Поверхность трения термообработанного покрытия также имеет мелкие дорожки; с увеличением количества циклов дорожки, в отличие от исходного покрытия, не наблюдается значительного расширения. В целом поверхность трения термообработанного покрытия в режиме установившегося изнашивания относительно ровная. Поперечный профиль поверхности при трении скольжения определяется многочисленными продольными бороздами, поэтому целесообразным является исследование радиуса корреляции профиля, который характеризует среднюю полуширину борозд.

Выявлено, что радиус корреляции профиля исходного покрытия является существенно нестабильным, его изменение имеет колеблющийся характер (рис. 1). Установлено, что термическая обработка газотермических покрытий из порошковой проволоки с тугоплавкими добавками приводит к общему снижению автокорреляционной функции профиля, а также к уменьшению и большей стабильности радиуса корреляции профиля поверхности трения (рис. 1).

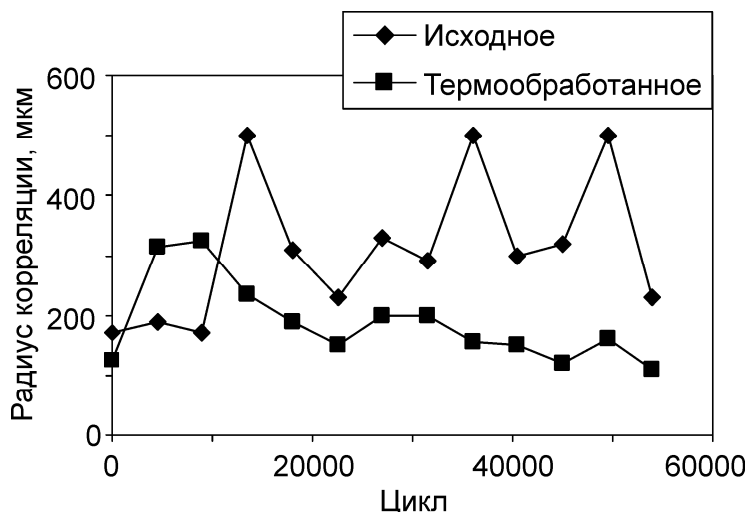


Рис. 1. Влияние термообработки на радиус корреляции профиля поверхности покрытия из порошковой проволоки с тугоплавкими добавками

Термическая обработка газотермических покрытий из порошковой проволоки с тугоплавкими добавками приводит к общему снижению автокорреляционной функции профиля с уменьшением и относительной стабилизацией радиуса корреляции профиля поверхности трения. Это обусловлено тем, что после термической обработки происходит снижение и стабилизация средней ширины борозд на поверхности трения.

Литература

1. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.
2. Тушинский Л.И., Плохов А.В. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. – Новосибирск: Наука, 1986. – 200 с.
3. Винокуров Г.Г., Стручков Н.Ф., Федоров М.В., Яковлева С.П. Состав, структура и свойства газотермических покрытий из порошковых проволок и их влияние на процессы изнашивания при трении скольжения // Физ. мезомех. – 2007. – Т. 10. – № 4. – С. 97–105.

Упрочнение рабочих органов машин путем плазменной обработки

*Волокитин Г.Г., Клопотов А.А., Старенченко В.А.,
Чумаевский А.В., Джалолов Ш.А.¹*

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия, Tch7AV@rambler.ru

¹ ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия

Одним из перспективных методов повышения срока службы деталей механизмов в настоящее время является метод плазменного нанесе-

ния покрытий с особыми высокими эксплуатационными свойствами. Установлено, что процесс плазменного нанесения покрытий является многофакторным и позволяет в широких пределах управлять качеством покрытий на основе оптимизации режимов напыления.

Целью данной работы являлась разработка способа создания износостойких покрытий путем плазменного напыления порошка ПГСР-4 на поверхность деталей машин из стали 35Л.

Для получения модифицированных плазменной обработкой поверхности образцов была использована оригинальная плазменная установка с двумя плазменными генераторами, обеспечивающими одновременное создание расплава на поверхности обрабатываемой детали, а также нагрев и внедрение в образованный расплав частиц наносимого порошка системы Ni–Cr–B–Si (ПГСР-4 с фракцией 80–100 мкм). В качестве плазмообразующего газа использовался азот, в качестве подложки — сталь 35Л. Исследование поверхностного слоя проводилось комплексно, с привлечением структурных и физико-механических методов. Микроструктуру определяли с помощью оптического микроскопа МИМ-8 и растрового электронного микроскопа РЭМ-200. Рентгеноструктурные исследования проводились на аппарате ДРОН-3М в фильтрованном $Fe_{K\alpha}$ -излучении.

Адгезионную прочность покрытия определяли по следующей методике. Для этого электроискровым способом вырезались образцы размерами 3×3×6 мм из обработанных деталей с покрытиями таким образом, чтобы одна сторона образца имела плазменное покрытие. Полированные образцы подвергались деформированию на сжатие, одновременно изучался поперечный микрорельеф поверхности на электронном микроскопе РЭМ-200 с целью определения минимального напряжения, при достижении которого начинался процесс образования микротрещин.

Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 с использованием алмазной пирамидки при нагрузке 50 г.

На специальном стенде были проведены испытания колес шахтных вагонеток на износостойкость в условиях, приближенных к натурным. На этом стенде была установлена загруженная вагонетка, имеющая пару колес с нанесенными покрытиями, другая пара колес не подвергалась плазменной обработке. На беговой дорожке приводных колес стенда имитировались зазоры, присущие рельсовому пути. Скорость вращения колес стенда соответствовала условному перемещению вагонетки со скоростью 10 км/ч. Общая нагрузка на колеса вагонетки составляла 8 т.

Рентгеноструктурные исследования «переходной» зоны позволили выявить на рентгенограммах структурные линии от твердых растворов $\gamma(Ni, Cr)$ и $\gamma(Ni, Fe)$ и также слабые структурные рефлексы $\alpha-Fe(Ni, Cr)$. Эти данные хорошо согласуются с бинарными диаграммами фазовых

равновесий для систем Ni–Fe и Ni–Cr и изотермического сечения тройной диаграммы Ni–Fe–Cr. Наличие образовавшихся твердых растворов между компонентами покрытия и основы при данном способе нанесения покрытий должно способствовать созданию органической связи материала покрытия с основой.

Результаты исследований следующие.

1. Отработаны оптимальные режимы плазменного напыления с целью создания износостойких покрытий на активированную поверхность подложки.

2. Установлено, что при плазменном напылении порошка ПГСР-4 на активированную поверхность детали возникает «переходная» зона, образованная вследствие взаимодействия жидкой фазы детали с материалом напыляемого порошка, основными составляющими которой являются твердые растворы γ -(Fe, Ni) и γ -(Ni, Cr) с небольшим количеством мартенситной фазы.

3. Данным методом плазменной обработки удается получить покрытие с прочной связью «покрытие – подложка» (48–50 кг/мм²), при этом общая деформация детали, при которой покрытие еще не отслаивается, составляет 6–8 %.

4. Разработанный способ является перспективным для создания износостойких покрытий на стали 35Л с высокой прочностью сцепления.

Структура и механические свойства нанокompозитных покрытий на основе системы Al–Cr–N

*Воронов А.В., Сергеев В.П., Федорищева М.В.,
Калашников М.П., Гордийчук Д.А.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
retc@ispms.tsc.ru

В последнее время большое внимание исследователей привлекают высокоизносостойкие нанокompозитные покрытия для режущего инструмента на основе системы Al–Cr–N. Благодаря своей более высокой окислительной стойкости и термической стабильности, по сравнению с покрытиями типа Ti–Al–N, область их применения постоянно расширяется. Разработка магнетронного метода нанесения покрытий этого типа на подложки из твердого сплава позволила создать высокопроизводительный режущий инструмент для обработки на высоких скоростях резания коррозионно- и жаростойких железоникелевых и титановых сплавов. Разработка таких покрытий с оптимальными параметрами структуры и свойств является важной задачей для исследователей. Целью настоящей работы является разработка метода получения нанокompозит-

ных покрытий на основе системы Al–Cr–N при одновременной работе магнетрона и ионного источника и изучение влияния параметров магнетронного осаждения и ионного наноструктурирования поверхностного слоя подложки на структурно-фазовое состояние, химический состав и трибомеханические свойства системы «наноструктурированный слой подложки – наноструктурное покрытие».

Осаждение покрытий проводили на установке вакуумного ионно-магнетронного напыления типа Квант. Для работы магнетрона использовали мишень из алюминия диаметром 120 мм. Бомбардировка ионами хрома осуществлялась с помощью вакуумно-дугового ионного источника. Покрытия осаждали на образцы размерами 15×6×6 мм из инструментальной стали и сверла диаметром 6 мм из быстрорежущей стали HSS фирмы Bosch.

Показано, что при варьировании плотности тока дугового ионного источника, мощности магнетронного разряда, потенциала смещения и парциального давления азота можно получать нанокompозитные покрытия на основе Al–Cr–N с различным соотношением содержания хрома и алюминия в покрытии, что приводит к определенным структурно-фазовому состоянию и свойствам таких покрытий. С помощью рентгеноструктурного анализа и растровой электронной микроскопии в комбинации с микрорентгеноспектральным анализом определены закономерности изменения соотношения фаз и структурных характеристик в покрытиях с разным химическим составом. На основании данных акустоэмиссионного скрэтч-тестирования на приборе Revetest-RST выявлены особенности влияния ионного наноструктурирования поверхности экспериментальных образцов на адгезию и трибомеханические свойства покрытий. Установлен экстремальный характер зависимости износостойкости наноструктурированных образцов с покрытиями Al–Cr–N от объемной доли фазы AlN.

Получение коррозионно-износостойких покрытий на основе дихорида титана методом электронно-лучевой наплавки в вакууме

Гальченко Н.К., Лепанова О.К.¹, Афанасьев Н.И.¹, Колесникова К.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
Kolesnikova_KsAl@mail.ru

¹ Отдел структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН, Томск, 634021, Россия

В настоящей работе представлены результаты исследования структуры, фазового состава и свойств покрытий системы Ti–B–Si, полученных электронно-лучевой наплавкой в вакууме. Замена железа кремнием

имела целью создать износостойкие покрытия с повышенным уровнем коррозионной стойкости. В работе [1] в нанокристаллических покрытиях системы Ti–B–Si, полученных вакуумно-плазменным методом с сепарацией плазмы от капельной фракции, обнаружена фаза Ti_3SiB_2 с наноламинатной структурой. Эта фаза является аналогом карбосилицида титана Ti_3SiC_2 , обладающего высокой жаро-эрозионной и коррозионной стойкостью. В связи с этим представляло интерес исследовать возможность возникновения МАХ-фазы Ti_3SiB_2 в композите, полученном в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза порошков системы Ti–B–Si и в покрытиях после электронно-лучевой наплавки композиционных порошков, полученных из продукта синтеза.

Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из порошковых смесей получали композиционные материалы, рассчитанные на составы $3Ti-1$, $2Si-2B$. В связи со значительной потерей в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза кремния его концентрацию в синтезируемом порошке увеличили относительно стехиометрического состава Ti_3SiB_2 на 20 %. Наплавку производили в 2–4 прохода на подложки из титанового сплава ВТ6. Испытания на абразивный износ образцов с покрытиями осуществляли по ГОСТ 23.208-79. Коррозионную стойкость оценивали по удельному привесу образцов за время термоэкспозиции 144 ч на воздухе при 1173 К.

Установлено, что фазовый состав электронно-лучевого наплавленного покрытия отличается от состава наплавляемого композиционного порошка. Если в порошке, полученном в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, основными фазами являются TiB_2 и $TiSi_2$, то, согласно данным рентгенофазового анализа, основными составляющими покрытия являются TiB_2 , $TiSi_2$, Ti_6Si_2B и $\alpha-Ti$. Как в порошке, полученном в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, так и в покрытии МАХ-фаза Ti_3SiB_2 не обнаружена.

Металлографический анализ показал, что в процессе наплавки формируются композиционные покрытия со слоистой структурой и различным соотношением количества тугоплавких соединений и твердого раствора в пределах каждого слоя.

Таблица 1

Относительная износостойкость K_n и привес образцов с покрытиями (mg/mm^2) за время экспозиции 144 ч при 1073 К

| Материал покрытия | K_n | Привес, mg/mm^2 |
|-------------------|-------|-------------------|
| Ti–B–Fe | 4.85 | 25.0 |
| Ti–Ni–B | 8.5 | 6.5 |
| Ti–Si–B | 9.6 | 12.0 |

Частицы диборида титана с переменной объемной плотностью распределены в металлической связке, которая, по данным рентгенофазового анализа, представлена, по крайней мере, двумя эвтектиками: двойной — $Ti_6Si_2B-\alpha-Ti$, и тройной — $Ti_6Si_2B-Ti_5Si_3-\alpha-Ti$. Наибольшее количество диборида титана (~20 мас. %) содержится в приповерхностном слое покрытия. Размер частиц TiB_2 составил 5–12 мкм. Это свидетельствует о том, что в процессе электронно-лучевой наплавки порошка системы $3Ti-1.2Si-2B$ полученного в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, происходит частичная перекристаллизация через расплав исходных кристаллов диборида титана (1–3 мкм), принадлежащих композитным частицам, и их последующая коалесценция.

В табл. 1 приведены результаты проведенных в работе сравнительных исследований абразивной и коррозионной стойкости электронно-лучевых наплавленных покрытий систем $Ti-B-Fe$, $Ti-Ni-B$ и $Ti-Si-B$. Из таблицы 1 следует, что исследуемые в работе покрытия, полученного электронно-лучевой наплавкой по уровню износо- и коррозионной стойкости можно расположить в порядке их возрастания в следующей последовательности: $Ti-B-Fe \rightarrow Ti-Ni-B \rightarrow Ti-Si-B$.

Литература

1. Шулов В.А., Быценко О.А., Теряев Д.А. Получение нанокристаллических эрозионно-коррозионно-стойких покрытий, содержащих МАХ-фазу, на поверхности деталей из титановых сплавов // Вестник МАИ. – 2010. – Т. 17. – № 3.

Особенности формирования трибослоев на поверхности композита «WC – сталь Гадфильда» при изменении приложенного давления

Гнюсов С.Ф., Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
gnusov@rambler.ru

Композиционный материал «WC – сталь Гадфильда» является перспективным материалом для областей техники, которые связаны с применением высоких скоростей и нагрузок благодаря своей достаточно высокой износостойкости в экстремальных условиях.

Известно, что структурно-фазовый состав трибослоев сплавов и композитов во многом определяется приложенным при трении давлением, однако подобных исследований для системы «WC – сталь Гадфильда» проведено не было.

Целью работы является изучение триботехнических характеристик и структурно-фазовых изменений поверхности композиционного материала «WC – сталь 110Г13» после трения в широком диапазоне скоростей скольжения при двух прикладываемых давлениях при сухом трении по стальному контртелу.

В работе показано, что при трении композита «WC – сталь Гадфильда» по стали при скорости скольжения от 10 до 37 м/с и давлении 2 и 4 МПа происходит формирование трибослоев с фрагментированной структурой и размерами кристаллитов 10–40 нм. Толщина таких слоев в центральных областях поверхности трения образцов составляет 2–3 мкм независимо от приложенного давления. В процессе трения с приложенным давлением 4 МПа за счет роста температуры происходит вязкохрупкий переход в композите, сопровождающийся интенсивной пластической деформацией с формированием «козырьков» на которых толщина трибослоев существенно выше, чем в центре образца и при скорости 37 м/с и достигает 200 мкм.

Установлено, что когда нагрузка при трении невысока (режим с давлением 2 МПа), трибослои релаксируют напряжения, возникающие при трении. При этом чем больше трибослои подвергаются фрагментации, тем меньше подвергаются нагрузке прилегающие к этому слою части композита, т.е. возникающие трибослои выступают в роли защитных покрытий, обеспечивая для композитов низкую интенсивность изнашивания. В условиях интенсивной пластической деформации поверхности трения при давлении 4 МПа фрагментация структурных составляющих нанокристаллических слоев и областей композита под этими слоями происходит с одинаковой интенсивностью. Это связано процессами перемешивания формирующихся трибослоев с материалом композита. В таких условиях релаксации напряжений за счет возникающих трибослоев не происходит, поэтому интенсивность изнашивания резко увеличивается и процесс износа становится катастрофическим.

Ионно-плазменное модифицирование поверхности алюминиевых сплавов на мезоуровне

Гончаренко И.М.^{1,3}, Лобач М.И.¹, Семухин Б.С.², Казанцев Г.Ю.³

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055, Россия,
potter@opee.hcei.tsc.ru

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

В настоящее время существует множество способов и методов обработки и модифицировании поверхности металлов и сплавов. Однако,

несмотря на кажущееся многообразие методов, все они в основном приводят к двум типам изменения свойств — увеличивается прочность поверхности (не важно, покрытия или самого металла) и поверхность материала защищается от воздействия агрессивных сред. Зачастую технологические требования эксплуатации материала не охватываются вышеперечисленными, очень важно иметь и высокие механические свойства, т.е. высокие временное сопротивление, предел текучести и пластичность. Совместить все качества в одно целое — задача актуальная и современная особенно в случае авиационных сплавов на основе алюминия. В качестве решения задачи была предпринята попытка создания защитных слоев с высокими механическими свойствами металла основы с помощью нанесения специально разработанного материала с наноструктурными составляющими.

Были проведены эксперименты по синтезу сверхтвердых субмикронных наноструктурных нитридных покрытий на поверхности сплавов с использованием электродугового распыления двухкомпонентных (Ti–Cu, Ti–Al, Ti–Si) спеченных катодов и плазменного ассистирования в газоразрядной плазме азота. Исследовалось влияние толщины (1–5 мкм) и состава композиционных покрытий на параметры объемных упругопластических и прочностных характеристик образцов сплавов на основе алюминия.

Показано (табл. 1), что:

1. Формирование покрытий TiN нанокристаллического типа из многокомпонентной плазмы системы Ti–Cu–N в дуговых разрядах низкого давления при распылении композиционного катода Ti–Cu целесообразно применять для ГЦК-материалов с низкой плотностью.

2. Обнаружен эффект резкого (в 3.6 раза) увеличения временного сопротивления без потери пластичности в чистом алюминии и в 1.6 раза в алюминиевом сплаве Д1. (Сплав Д1 находит широкое применение в промышленности для лопастей винтов, узлов креплений, строительных конструкций, различных деталей и элементов конструкций средней прочности).

Таблица 1

Исследуемые материалы и их прочность после обработки

| Материал подложки + покрытия | Структура | σ_B , МПа |
|------------------------------|-----------|------------------|
| Al | ГЦК | 79 |
| Al + TiN + Cu | ГЦК | 282 |
| ЛС59 | ГЦК = ОЦК | 370 |
| ЛС59 + TiN + Cu | ГЦК = ОЦК | 380 |
| Д1 | ГЦК | 177 |
| Д11 + TiN + Cu | ГЦК | 310 |

Такое позитивное изменение свойств исследованных сплавов обосновывает развитие и применение метода создания защитных покрытий, как принципиально нового способа упрочнения промышленных алюминиевых материалов.

Влияние электронно-лучевой обработки на трибологические свойства титана

*Гриценко Б.П., Коваль Н.Н.¹, Иванов Ю.Ф.¹, Круковский К.В.,
Гирсова Н.В., Тересов А.Д.¹, Лопатин И.В.¹*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
gritsenko@ispms.tsc.ru

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055, Россия

Титан и его сплавы обладают высокими удельными прочностными и коррозионными свойствами, и именно поэтому они нашли широкое применение в технике, медицине, химической промышленности. Однако низкие трибологические свойства сильно ограничивают применение титана и его сплавов в парах трения и, как следствие, использование в машинах и механизмах. В связи с этим актуальным является поиск путей повышения износостойкости титана и его сплавов. Настоящая работа посвящена изучению влияния поверхностной и объемной модификации структуры титана на трибологические свойства.

В качестве материала исследования использовали технически чистый титан ВТ1-0 с субмикро- и нанокристаллической структурой, сформированной методами интенсивной пластической деформации (партия 1), и крупнозернистый ВТ1-0 (партия 2). Модификацию поверхностного слоя образцов обеих партий осуществляли путем облучения высокоинтенсивным электронным пучком. Методами электронной дифракционной микроскопии показано, что импульсная электронно-пучковая обработка в режиме плавления материала приводит к формированию в поверхностном слое структуры пластинчатого типа. Проведены трибологические испытания сплава ВТ1-0 в исходном и модифицированном состояниях. Выявлены оптимальные режимы обработки пучком электронов (длительность импульса пучка электронов — 50 мкс, количество импульсов — 3, плотность энергии — 25 Дж/см² для крупнозернистого и 20 Дж/см² для ультрамелкозернистого титана), приводящие к снижению изнашивания материала при трении в несколько раз.

Выполнены исследования морфологии поверхности трения и показано, что на стадиях с установившейся малой скоростью изнашивания на поверхности трения образцов происходит образование вторичных структур в виде островков, а на стадиях с высокой скоростью изнашива-

ния поверхность трения имеет бороздчатую структуру со следами схватывания. Вторичные структуры присутствуют на всех стадиях с низкой скоростью изнашивания, имеют практически равную высоту (~10 мкм) по отношению к остальной поверхности трения, а также выраженную плоскую поверхность. Микрорентгеноспектральный анализ этих островков выявляет, кроме титана, наличие кислорода, углерода и железа, в то же время на основной поверхности трения эти элементы не обнаруживаются.

Проведена модификация крупнозернистого титана ВТ1-0 методом ионного азотирования, а также комбинированная обработка, сочетающая ионное азотирование и последующую импульсную электронно-пучковую обработку. Результаты трибологических испытаний показали, что ионное азотирование при 650 °С в течение 1 ч увеличивает износостойкость в 10 раз. Электронно-пучковая обработка азотированных образцов приводит к менее существенному увеличению износостойкости. В обоих случаях кривые имеют стадии с высокой скоростью изнашивания и стадии с установившейся низкой скоростью изнашивания, наблюдается частичное разрушение модифицированного слоя. Образование на поверхности трения вторичных структур в виде островков фиксируется только в случае ионного азотирования, при комбинированной обработке образование вторичных структур в виде островков не наблюдается.

Выполненные исследования позволяют высказать следующие суждения о механизмах, объясняющих образование вторичных структур, а именно: адгезионный перенос материала образцов на контртело, интенсивное деформирование и обогащение перенесенного материала углеродом (за счет деструкции масла, используемого для граничной смазки), кислородом (из атмосферы), железом (с контртела) и возвращение перенесенного материала обратно на образцы. Таким образом, предполагается, что в процессе трения осуществляется самоорганизация устойчивых вторичных структур, обеспечивающих кратное повышение износостойкости технически чистого титана ВТ1-0.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 10-08-01016а).

Покрyтия на основе нанооксида циркония

Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Жилкина Н.А

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
retc@ispms.tsc.ru

Целью данной работы является получение покрытия диоксида циркония на медной подложке. Покрyтия наносились золь-гель-методом. В

результате химических реакций, протекающих на поверхности материалов, золь-гель-методом получены неорганические керамические покрытия на основе наноксида циркония с добавкой наноксида иттрия. Золь-гель-метод нанесения покрытий из растворов является наиболее простым и дешевым. Золь-гель-технология нанесения покрытий из растворов перспективна и привлекательна благодаря простоте и дешевизне производственного оборудования, несложности и надежности технологического процесса.

Нанесение алкоголятов непосредственно на медные пластинки нецелесообразно. Термическое разложение алкоголята сопровождается разрушением покрытия. Разрушение керамического слоя также происходит из-за плоской границы раздела между металлическим связующим, металлическим слоем и керамическим слоем. Различие их коэффициентов линейного расширения, химические реакции окисления и коррозии в зоне контакта также приводят к разрушению керамического слоя.

Для уменьшения растрескивания покрытия на медную подложку нанесены термоградиентные переходные слои. Использование градиентных переходных слоев способствует увеличению долговечности покрытий. Осаждение термоградиентного покрытия производили в две стадии. Осаждение металлического жаро- и коррозионностойкого слоя электрохимическим способом и способом композиционного электрохимического покрытия. Для получения термобарьерного градиентного покрытия в качестве первого слоя провели электрохимическое осаждение никеля из электролита Уотса.

Оптимальная толщина пленки никелевого покрытия выбрана с таким расчетом, чтобы слой никелевого покрытия выдерживал испытания на изгиб. Метод применяют для покрытий на деталях, изготовленных толщиной или диаметром не более 3 мм. При проведении контроля образец изгибали вручную с помощью плоскогубцев под углом 90° в одну сторону, затем в другую сторону до излома. В месте излома не должно быть отслаивания покрытия. С увеличением толщины никелевого покрытия до 80 мкм при испытании покрытия на изгиб появляются трещины.

Золь-гель-методом получены покрытия диоксида циркония (ZrO_2) толщиной 180–200 мкм. Выявлена оптимальная толщина слоя никелевого покрытия, при которой не происходит растрескивание покрытия. Определено оптимальное время нанесения композиционного никелевого покрытия электрохимическим способом, которое составило 60 мин. Подобран режим спекания образцов с нанесенной золь-гель-методом суспензией с выдержкой во времени при температурах 50 и 100 °С.

Термоциклические испытания показали, что получены покрытия, прочно сцепленные с поверхностью металлизированного медного образца.

Свойства нитридных покрытий, полученных вакуумно-дуговым испарением спеченных композиционных катодов Ti–Si

Гурских А.В., Прибытков Г.А., Степанов И.Б.¹, Додорин К.Ю.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
gur81@mail.ru

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

Покрытия получали с применением научно-технологического комплекса НИИ ЯФ ТПУ и катодов, разработанных в ИФПМ СО РАН. При нанесении покрытий к подложке прикладывалось отрицательное импульсное смещение амплитудой до 2.5 кВ.

Измерения проведенные с применением оптического профилометра Vico Measure 3D station (STIL) показали, что на поверхности покрытия наблюдается значительное количество микрокапельной фракции.

Было установлено, что с увеличением тока дугового разряда наблюдается увеличение микрокапельной фракции на поверхности покрытия. При этом основное увеличение приходилось на капли большего размера. Эта особенность может быть связана с малой теплопроводностью порошкового катода, обусловленной повышенной пористостью материала. Применение плазменного фильтра для очистки плазмы, позволяет в среднем снизить содержание микрокапельной фракции в структуре формируемого покрытия в среднем до $3 \cdot 10^3$ раз. Наличие остаточной микрокапельной фракции на поверхности покрытия в случае применения плазменного фильтра связано с эффектом разбрызгивания капель при соударении с электродами фильтра. Этот механизм разбрызгивания крупных капель подтверждается отсутствием на поверхности покрытия частиц размером более 5 мкм. Следовательно, расположение образцов на расстоянии, превышающем геометрический фокус плазменного фильтра, позволяет дополнительно сократить число макровключений на поверхности и в структуре наносимых покрытий. Было установлено, что в отсутствие плазменного фильтра шероховатость однослойного TiSiN покрытия достигает по Ra = 1.36 мкм. В то же время применение плазменного фильтра позволяет снизить шероховатость покрытий в 6.2 раза.

Исследование элементного состава покрытий проводилось с использованием метода оже-электронной спектроскопии. Обнаружено

снижение содержания Si в покрытии по сравнению с его содержанием в распыляемом катоде. При этом наблюдалась зависимость содержания кремния в покрытии от амплитуды импульсного потенциала смещения. При ее увеличении от 0.1 до 2.5 кВ концентрация Si в покрытии снижалась в несколько раз. В то же время анализ заряженных компонентов плазмы показал лишь незначительное (до 25 %) снижение содержания Si в потоке плазмы. Подобная зависимость содержания кремния в покрытии от величины постоянного потенциала смещения была обнаружена нами ранее, а в качестве возможной причины этого явления мы предположили эффект вторичного распыления кремния с поверхности растущего покрытия.

Для исследования адгезионных свойств покрытий применялась методика скретч-теста, реализованная на приборе Micro-Scratch Tester MST-S-AX-0000 (CSM). Как показали результаты тестов, минимальная критическая нагрузка (2.4 Н) соответствует покрытиям, сформированным при наличии в потоке дуговой плазмы микрокапельной фракции. Применение плазменного фильтра приводит более чем двукратному (5.8 Н) повышению адгезионной прочности. Дальнейшего увеличения адгезионной прочности (до 7.5 Н) удастся достигнуть при переходе к многослойным структурам. Это может свидетельствовать о компенсации внутренних напряжений в покрытии между сформированными слоями. Причем этот эффект усиливается при уменьшении толщины отдельных слоев.

Роль ультрадисперсных карбидов в повышении износостойкости покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна

Дампилон Б.В., Дураков В.Г., Еремина Л.В.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
dampilon@ispms.tsc.ru

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

Упрочнение поверхности деталей, работающих в условиях интенсивного износа, является актуальным в машиностроении. Одним из эффективных методов упрочнения деталей является нанесение на их поверхность покрытий с высокими эксплуатационными свойствами.

Наиболее прогрессивной технологией нанесения износостойких покрытий на сегодняшний день является электронно-лучевая наплавка в вакууме. Технология электронно-лучевой наплавки позволяет формировать на поверхности детали покрытие толщиной 1–3 мм. Формирование

покрытий происходит через расплав, что обеспечивает надежное их сцепление с материалом упрочняемой детали.

Особенностями процесса электронно-лучевой наплавки являются значительный перегрев ванны расплава в зоне действия электронного луча, способствующий повышению однородности расплава, и высокая скорость охлаждения, приводящая к образованию структурно-неустойчивого состояния матрицы при использовании высокоуглеродистых наплавочных материалов. Следует ожидать, что при электронно-лучевой наплавке реализуется весьма благоприятное состояние для дальнейшей термообработки наплавленных покрытий из хромованадиевого чугуна. С ее помощью можно управлять как структурой матрицы в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, так и карбидной подсистемой за счет выделения вторичных карбидов из пересыщенной матрицы.

Целью настоящей работы является исследование структурообразования покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна и влияния последующей термической обработки на структуру и свойства полученных покрытий.

Результаты исследований наплавленных покрытий показали, что основной объем покрытий имеет квазиэвтектическую структуру с аустенитной матрицей и карбидами $(Cr, Fe, V)_7C_3$ и V_2C . В результате многослойной электронно-лучевой наплавки от границы раздела с подложкой формируется переходный слой из доэвтектического чугуна. Последующий высокотемпературный отжиг, в диапазоне температур 1000–1100 °C приводит к интенсивному выделению вторичных ультрадисперсных карбидов M_7C_3 из метастабильной аустенитной матрицы покрытий. Матрица покрытий после отжига представлена α -фазой (90 %) и γ -фазой (10 %). Объемная доля в покрытии вторичных карбидов составляет 10–12 %. Основной объем вторичных карбидов (70–72 %) имеет размер до 400 нм. Объемная доля наноразмерных карбидов (до 100 нм) составляет порядка 9–10 % среди вторичных карбидов.

Результаты испытаний покрытий на абразивную износостойкость и ударную вязкость показали, что покрытия из эвтектического хромованадиевого чугуна в 10 раз превосходят по абразивной износостойкости сталь 45 (эталон), но уступают в 2 раза покрытиям из заэвтектического хромованадиевого чугуна. Ударная вязкость покрытий из эвтектического чугуна значительно превосходит ударную вязкость покрытий из заэвтектического хромованадиевого чугуна (51 и 29 кДж/м² соответственно). В результате выделения ультрадисперсных карбидов и $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в матрице двукратно увеличивается абразивная износостойкость и повышается твердость покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна. Ультрадисперсные карбиды в таких покрытиях в состоянии перераспределять напряжения, возникающие при воздействии абразивных

частиц, передавая часть нагрузки в окружающую матрицу. Ударная вязкость покрытий как эвтектического, так и заэвтектического хромованадиевого чугуна снижается (41 и 27 кДж/м² соответственно) в результате термической обработки. Снижение этого параметра в результате последующей термической обработки вызвано $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением в матрице. Материал покрытий в результате дисперсионного твердения и $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в матрице становится более стойким к абразивному истиранию, но хуже противостоит ударным воздействиям.

Несмотря на снижение ударной вязкости, после термообработки износостойкость покрытий увеличивается. Такие покрытия можно рекомендовать при абразивном износе без ударных воздействий. В случае абразивного износа с ударом следует использовать покрытия с аустенитной структурой.

Получение износостойких нанокристаллических композиционных слоев на силуминах с помощью электронно-ионно-плазменного воздействия

Иванов Ю.Ф., Маркова Е.А., Колубаева Ю.А., Тересов А.Д., Коваль Н.Н., Будовских Е.А.¹, Бибик Н.В.², Черенда Н.Н.², Углов В.В.², Ласковнев А.П.³

Институт сильноточной электроники СО РАН, 634055, Томск, Россия, yufi55@vmail.ru

¹ Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, 654007, Россия

² Белорусский государственный университет, Минск, 220050, Беларусь

³ Физико-технический институт НАНБ, Минск, 220141, Беларусь

Одним из наиболее эффективных направлений улучшения служебных характеристик металлов и сплавов является модификация рабочих поверхностей деталей за счет термоупрочнения и диффузионного насыщения легирующими элементами: резко сокращается расход дефицитных и дорогих материалов, эффект повышения работоспособности оказывается значительным. Дальнейшее развитие технологии поверхностного упрочнения металлов и сплавов в настоящее время связывают с разработкой комбинированных процессов, включающих несколько методов модификации материала.

Цель работы — выявление закономерностей формирования структуры поверхностного слоя силумина при комбинированной обработке, включающей электровзрывное легирование и последующую электронно-пучковую обработку.

В результате выполненных исследований получено следующее.

Осуществлена электронно-пучковая обработка поверхности образцов силумина (Al–Si). Установлено, что облучение образцов силумина

высокоинтенсивными электронными пучками субмиллисекундной длительности воздействия на установке «СОЛО» приводит, во-первых, к насыщению кристаллической решетки алюминия легирующими элементами с формированием твердого раствора замещения, во-вторых, к перераспределению легирующих элементов по толщине модифицированного слоя, в-третьих, к диспергированию структуры поверхностного слоя вплоть до наноструктурного состояния и, в-четвертых, к увеличению микротвердости поверхностного слоя (по отношению к необработанному состоянию) при оптимальном режиме (20 Дж/см^2 , 150 мкс, 3 имп., 0.3 Гц) облучения в ~ 1.5 раза.

Выполнены тестирующие работы, выбран оптимальный, с точки зрения состояния поверхности обработки (наличие минимального количества микрокапель, микротрещин и микрократеров) и толщины модифицированного слоя, режим и проведено низкоинтенсивное электро-взрывное легирование поверхности силумина титаном (1) и титаном с навеской порошка бора (2). Осуществлена электронно-пучковая обработка поверхности электронно-взрыволегированных образцов силумина. Выполнены исследования элементного состава, структуры и свойств поверхности комбинированной обработки. В случае (1) выявлено увеличение микротвердости поверхностного слоя в ~ 2 раза по отношению к исходному материалу. В случае (2) выявлено увеличение микротвердости поверхностного слоя толщиной $\sim 100 \text{ мкм}$ в 3–5.5 раз по отношению к исходному материалу и снижение коэффициента трения в 5–6 раз при оптимальном режиме электронно-пучковой обработки (25 Дж/см^2 , 150 мкс, 5 имп., 0.3 Гц).

Структурный фактор в повышении износостойкости электронно-лучевых наплавленных покрытий из стали Р6М5

Игнатов А.А., Дураков В.Г., Гнусов С.Ф.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
electron@ispms.tsc.ru

На износостойкость наплавленных покрытий влияет множество факторов. Определяющим моментом является структурно-фазовое состояние наплавленных композитов. При наплавке порошка стали Р6М5 структурное состояние покрытия будет определяться, в первую очередь, температурой нагрева наплавляемой детали, временем выдержки и скоростью охлаждения покрытия после наплавки.

В работе поставлена задача определить влияние температурно-временных условий электронно-лучевой наплавки на структурно-фазовое состояние покрытий и влияние структуры на износостойкость покрытий.

Износостойкость наплавленных покрытий зависит от структурно-фазового состояния последних. Особенно важным это утверждение является для композиционных материалов, связующая фаза которых может претерпевать структурные изменения как в процессе наплавки, так и во время трения. Сталь Р6М5, используемая в качестве покрытия, как раз и является таким материалом. Соотношение между аустенитом и мартенситом определяется условиями наплавки.

В качестве объектов исследования использовали покрытия из порошка стали Р6М5, наплавленные на подложки из стали 30. Толщину подложек варьировали от 5 до 40 мм. Температуру подложек в процессе наплавки контролировали с помощью термопары. Тонкие подложки в процессе многопроходной наплавки нагревались до 800 °С, а температура толстых подложек не превышала 400 °С.

Структура наплавленного покрытия состоит из мартенсита и остаточного аустенита. Зависимость количества мартенсита от толщины подложки имеет вид кривой с минимумом, причем минимум мартенсита (75 % $V\alpha$) наблюдается у покрытий, наплавленных на подложку толщиной 20 мм. Температура образца в конце процесса наплавки составила 600 °С. При данной толщине подложки реализуются условия для сохранения остаточного аустенита. Увеличение или, напротив, уменьшение толщины подложек приводит к распаду остаточного аустенита и увеличению количества мартенсита.

Зависимость износостойкости от количества мартенсита в наплавленном покрытии имеет вид кривой с минимумом. Наибольшей износостойкостью обладают покрытия, содержащие более 90 % мартенсита, и покрытия с максимальной долей остаточного аустенита. Мартенсит, прочно удерживая частицы второй фазы, обеспечивает высокую износостойкость покрытий в условиях абразивного износа без ударных нагрузок.

Покрытия с большей долей остаточного аустенита следует применять в условиях ударно-абразивного износа. Дополнительным фактором повышения износостойкости в этом случае является возможность аустенитно-мартенситного превращения в покрытии при ударном воздействии абразивных частиц. Наибольшая объемная доля вторичных карбидов приходится на диапазон 600–650 °С, что соответствует максимальному количеству остаточного аустенита. На повышение износостойкости в этом случае влияет большая объемная доля упрочняющей фазы и метастабильность матрицы.

Влияние импульсной электронно-лучевой обработки на микроструктуру и трибологические свойства композиционных электронно-лучевых наплавленных покрытий на основе диборида титана

*Колесникова К.А., Гальченко Н.К., Белюк С.И., Тересов А.Д.¹,
Москвин П.В.¹*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
Kolesnikova_KsAl@mail.ru

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055, Россия

В настоящее время большое внимание уделяется вопросу создания на поверхности металлов и сплавов упрочняющих композиционных покрытий на основе тугоплавких соединений, стойких к абразивному и адгезионному взаимодействию. Большой научный и практический интерес представляет комбинация процессов нанесения композиционных покрытий на основе боридов титана электронно-лучевой наплавкой в вакууме с обработкой рабочей поверхности низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком. Такая обработка позволяет добиться значительного диспергирования структуры, производить контролируемое изменение состава, повысить твердость и износостойкость приповерхностных областей покрытий.

В настоящей работе исследуется влияние поверхностной импульсной электронно-лучевой обработки на микроструктуру, фазовый состав и трибологические свойства электронно-лучевых наплавленных покрытий системы Ti–B–Fe.

Ранее было показано [1], что после электронно-лучевой наплавки в структуре покрытий системы Ti–B–Fe с 1 мас. % ZrO₂ основными упрочняющими фазами были бориды железа и небольшое количество диборида титана, что обусловило довольно низкие значения микротвердости (табл. 1). Эксперимент показал, что при импульсной обработке в зависимости от плотности энергии в пучке $W = 15, 20, 40$ Дж/см² на поверхности образцов формируются белые нетравящиеся слои толщиной 20–70 мкм.

Таблица 1

| Состав покрытия | Микротвердость поверхности покрытия, ГПа | | | |
|--|--|----------------------|-------|-------|
| | Без обработки | $W, \text{ Дж/см}^2$ | | |
| | | 15 | 20 | 40 |
| FeB(200–315) + FeTi(50–160) + 1 % ZrO ₂ | 8–12 | 9–13 | 12–23 | 10–17 |

Рентгенофазовым анализом установлено, что наиболее значительное измельчение структуры наблюдается в покрытиях после импульсного оплавления электронным пучком при плотности энергии в пучке $W = 20, 40 \text{ Дж/см}^2$, что подтверждается характером изменения фона на участках дифрактограмм $2\theta = 45\text{--}60$ (гало). Также установлено, что в структуре покрытий при всех режимах импульсного оплавления наблюдается образование фазы Ti_3B_4 , что стало результатом перитектического взаимодействия исходных твердых частиц TiB с расплавом. Результатом дополнительного образования упрочняющих соединений Ti_3B_4 , наряду с исходными боридами железа и диборидами титана, стало повышение микротвердости приповерхностных слоев покрытий (табл. 1).

Проведенные испытания на износостойкость покрытий в парах трения по методу «неподвижный индентор из твердого сплава - вращающийся диск» показали прямую зависимость трибологических характеристик от режимов импульсного оплавления. Так, при скорости скольжения $V = 5 \text{ см/с}$ установлено, что интенсивность изнашивания покрытий I находится в диапазоне 2.16 (при $W = 20 \text{ Дж/см}^2$) – 11.03 (при $W = 40 \text{ Дж/см}^2$) мкм/км, коэффициент трения $f_{\text{тр}}$ при этом имеет значение 0.6. Следует отметить, что наименьшие значения коэффициента трения $f_{\text{тр}} = 0.145$ были получены у покрытий, обработанных по режиму $W = 20 \text{ Дж/см}^2$ и испытанных при скорости скольжения $V = 11 \text{ см/с}$. Анализ поверхностей трения с помощью 3D-профилометра Micro Measure 3D Station не выявил следов износа, в связи с чем не удалось количественно определить интенсивность изнашивания, т.к. не изменялась микротопография поверхностей, что говорит о высокой износостойкости покрытий при испытаниях в парах трения.

Показано, что оплавление поверхностных слоев покрытий системы Ti-B-Fe с 1 мас. % ZrO_2 импульсным электронным пучком сопровождается значительным измельчением структуры и изменением фазового состава за счет дополнительного выделения тугоплавких соединений Ti_3B_4 . Установлены оптимальные режимы оплавления, при которых покрытия показали повышенные значения микротвердости и износостойкости ($W = 15, 20 \text{ Дж/см}^2$).

Литература

1. Гальченко Н.К., Белюк С.И., Колесникова К.А., Гальченко В.Г. Структура и твердость покрытия системы Ti-B-Fe , модифицированного ультрадисперсным порошком ZrO_2 // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 4. – С. 25–28.

Фазовый и химический состав покрытия TiAlN на сталях и сплавах, осаждаемого в условиях вакуумно-дугового метода

Крипакова М.В., Князева А.Г., Гончаренко И.М.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия, milla_ms@mail.ru

Среди технологических процессов, повышающих эксплуатационные свойства деталей машин и инструмента, широко применяется нанесение защитных многофункциональных покрытий. Основное предназначение покрытия — это увеличение ресурса работы, производительности, снижение дефицита на дорогостоящие материалы, затрат на приобретение или ремонт, декоративный вид.

При исследовании тех или иных практических задач существенным этапом является математическое моделирование. Оно позволяет глубже понять явления, определяющие протекание исследуемого процесса, и выбрать управляющие процессом параметры так, чтобы он протекал по заданному сценарию или близкому к нему.

Изучение процесса формирования многокомпонентных покрытий на основе твердых растворов нитридов переходных металлов с целью дальнейшего повышения их физико-химических характеристик является важной научной и практической задачей. Целью данной работы является теоретическое и экспериментальное исследование процесса осаждения нитридных покрытий системы Ti–Al–N.

Процесс осаждения нитридных покрытий происходит в вакуумной камере с помощью генерации многоэлементной плазмы дуговых разрядов. Формирование металлической плазмы реализовали распылением системы композиционного катода состава Ti–Al. Синтез покрытия проходит при следующих условиях: давление в камере $P = 1.8 \cdot 10^{-3}$ Торр, рабочий газ $P_N = 0.8 \cdot 10^{-3}$ Торр, ток дугового разряда $I_D = 50$ А, время напыления $t = 120$ мин; величина отрицательного смещения $U = 0, 100, 200, 300$ В.

Предполагаем, что вследствие направленного потока положительных ионов Ti и Al с катода скорость роста покрытия определяется заданными технологическими параметрами. В процессе бомбардировки поверхности субстрата ионами и диффузии примесей внедрения из плазмы образуется покрытие, состоящее из различных фаз. В модели скорость роста покрытия считаем заданной. Накопление азота идет в диффузионном режиме, динамика роста нитридного покрытия в простейшем приближении на основе решения диффузионной задачи с подвижной внешней границей. Уравнения диффузии для растущего покрытия и подложки имеют вид:

$$\frac{\partial C_1}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[D_1(C_1, C_2) \frac{\partial C_1}{\partial x} \right],$$

$$\frac{\partial C_2}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[D_2(C_1, C_2) \frac{\partial C_2}{\partial x} \right],$$

где для коэффициента диффузии в твердой фазе имеет место соотношение:

$$D = (1 + \alpha C + \beta C^2) D_0.$$

На границе раздела нитридного покрытия и подложки задаем условия непрерывности потоков и концентраций:

$$C_1 = C_2,$$

$$D_1 \frac{\partial C_1}{\partial x} = D_2 \frac{\partial C_2}{\partial x}.$$

При $x \rightarrow -\infty$ справедливо

$$D_2 \frac{\partial C_2}{\partial x} = 0.$$

На границе растущего покрытия с плазмой имеем:

$$C_2 = C_e.$$

В начальный момент времени:

$$C_1 = 0, C_2 = 0.$$

Описанная задача является вариантом задачи Стефана, дополненной учетом кинетических явлений.

Задача решается численно с использованием неявной разностной схемы и переменного шага по времени. При учете кинетики формирования фаз модель дополняется кинетическими уравнениями и источниками в уравнениях диффузии.

В результате решения задачи получаем распределения концентраций и фаз в произвольные моменты времени.

Радиусы корреляции поверхностей трения покрытия с ультрадисперсными модифицирующими добавками и металлического контртела

Лебедев Д.И., Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г., Лебедев М.П.

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН,
Якутск, 677980, Россия, Uranhai@rambler.ru

В настоящее время для упрочнения поверхности деталей машин и механизмов широко применяются различные технологии порошковой металлургии. Наиболее перспективными из них являются высокоэнерге-

тические способы нанесения износостойких покрытий (плазменное и газопламенное напыление, электродуговая металлизация проволоками и др.). Несомненно, при трении скольжения износостойких порошковых покрытий профиль поверхности трения тесно связан со свойствами материала контртела [1–3]. Для исследования взаимосвязи процессов изнашивания порошкового покрытия и контртела требуется сравнение закономерностей изменения характеристик профиля обеих контактных поверхностей. На поверхностях трения образуются многочисленные продольные борозды, которыми в основном определяется поперечный профиль. Поэтому целесообразным является исследование радиуса корреляции поперечного профиля, который характеризует среднюю полуширину борозд.

Целью данной работы является установление радиусов корреляции контактных поверхностей при трении скольжения износостойкого порошкового покрытия с ультрадисперсными модифицирующими добавками и металлического контртела.

В качестве модифицирующих добавок при получении износостойких газотермических покрытий использовались ультрадисперсные шпинели CoAl_2O_4 и CuAl_2O_4 , полученные плазмохимическим синтезом, которые обеспечивают образование упрочняющих фаз и улучшение микроструктуры покрытия. Покрытия были нанесены на диски для испытаний на износ газовой горелкой Mogul-9. Микротвердость покрытий и контртел измерена на приборе ПМТ-3М при нагрузке 100 и 200 г. Испытания на износ проведены на машине трения СМЦ-2 по следующим режимам: нагрузка — 75 кГ, частота вращения вала — 5 об./с, трение сухое, схема трения «диск – колодка»; контртела изготовлены из твердосплавного материала ВК6 и стали марки Ст6, которые значительно отличаются по твердости. Шероховатость контактных поверхностей трения определялась с помощью профилометра SJ-201Р фирмы Mitutoyo (Япония). Обработка экспериментальных данных проведена в электронных таблицах Excel.

На рис. 1 приведены радиусы корреляции профилей контактных поверхностей трения покрытия и контртела. Изменение радиусов корреляции профилей имеют колеблющийся характер по всему пути трения; это обусловлено тем, что при трении образуются новые профили поверхности с последующим сглаживанием.

Установлено, что при трении пары «покрытие – твердосплавное контртело» радиусы корреляции изменяются практически независимо (рис. 1, а). Различие механизма износа материалов приводит к существенной разнице в поведении радиуса корреляции поверхностей трения твердосплавного материала и покрытия.

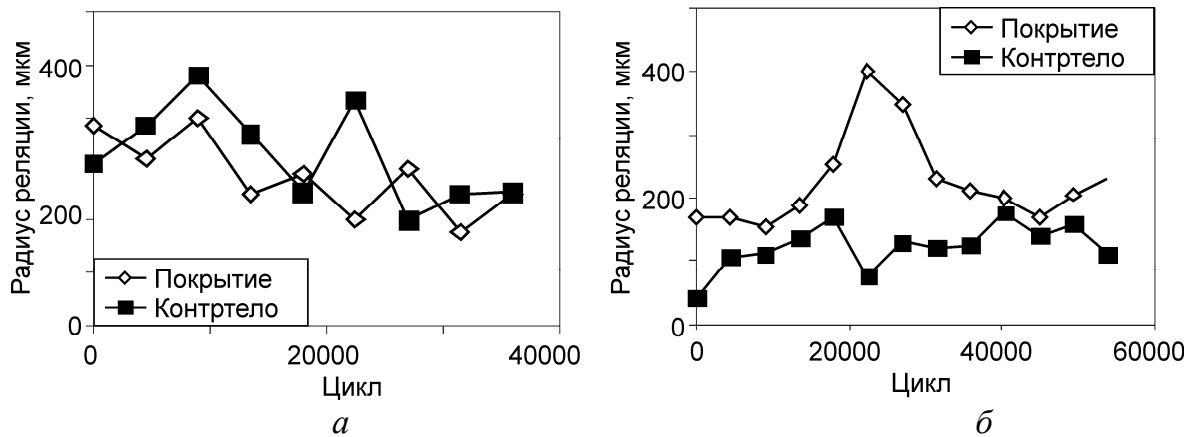


Рис. 1. Радиусы корреляции поверхностей трения покрытия с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 и контртела: ВК6(*a*) и Ст6 (*б*)

В случае пары трения «покрытие – стальное контртело» радиусы корреляции профилей контактных поверхностей изменяются в основном асимметричным образом: при увеличении радиуса корреляции профиля покрытия значение радиуса корреляции стального контртела уменьшается и наоборот (рис. 1, *б*).

Авторы выражают благодарность вед. инж. Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН А.А. Гаврильевой за помощь в обработке экспериментальных данных.

Литература

1. Тушинский Л.И., Плохов А.В., Токарев А.О., Синдеев В.И. Методы исследования материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий. – М.: Мир, 2004.
2. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977.
3. Справочник по триботехнике: Справочник / Под ред. М. Хебды, А.В. Чичинадзе. – М.: Машиностроение, 1989. – Т. 1.

Формирование поверхностных сплавов и плакирование металлических систем для улучшения их механических и электрических свойств

Марков А.Б., Петров В.И., Яковлев Е.В.

Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055, Россия,
almar@lve.hcei.tsc.ru

В настоящее время все более широкое распространение получает поверхностная модификация материалов с помощью импульсных электронных пучков. Электронно-пучковая обработка приводит к улучшению поверхностно-чувствительных свойств материалов, таких как изно-

состоять и коррозионная стойкость, за счет структурных и фазовых превращений, однако химический состав поверхности при этом практически не меняется. Для изменения химического состава используют комплексный подход: напыление пленки магнетронным методом и последующий электронно-пучковый миксинг пленки с подложкой в жидкой фазе. Электронно-пучковая установка «РИТМ-СП» позволяет проводить такую комплексную обработку в едином вакуумном цикле. Цель работы заключалась в исследовании возможности формирования слоев поверхностных сплавов разной толщины, а также в исследовании структуры и свойств сформированных сплавов.

В экспериментах использовался низкоэнергетический сильноточный электронный пучок со следующими параметрами: энергия электронов — до 30 кэВ, длительность импульса — 3 мкс, плотность энергии варьировалась от 2 до 10 Дж/см². В качестве подложек выбирались широко используемые в промышленности материалы: Cu, Ti и сталь. На подложки перед облучением напылялись пленки Ni, Zr и Cu. Число циклов напыления с последующим вплавлением варьировалось таким образом, чтобы толщина сформированного слоя с поверхностным сплавом составляла заданную величину, а именно от долей до десятков микрометров.

Было установлено, что импульсный электронный пучок эффективно перемешивает компоненты пленок с материалами подложек. При малом количестве итераций напыления и вплавления формируется слой поверхностного сплава толщиной ~1 мкм с концентрацией напыляемого компонента ~10 %. При большом количестве итераций удастся получить на поверхности покрытие толщиной ~10 мкм, с концентрацией напыляемого компонента около 100 %, другими словами, в этом режиме осуществляется электронно-пучковое плакирование материала подложки. В этом случае между подложкой и покрытием формируется переходный слой толщиной 6–8 мкм, в котором доля легирующего компонента меняется от 0 до 1.

Сформированные сплавы и переходные слои исследовались с помощью оптической растровой электронной, атомно-силовой микроскопии и рентгеноструктурного анализа. С помощью исследования шлифов измерялось распределение элементов по глубине и проводилось измерение микротвердости. Также исследовались трибологические и электрические характеристики поверхности.

Легирующие стали медью и наоборот приводит к значительному улучшению трибологических характеристик и микротвердости как стальной, так и медной подложки за счет формирования поверхностного сплава толщиной ~1 мкм. Кроме того, адгезия вплавленного импульсным электронным пучком покрытия оказалась существенно выше адге-

зии обычного покрытия, нанесенного с помощью магнетронной напылительной установки. В результате быстрого охлаждения расплава при формировании поверхностных сплавов происходит измельчение зерен, а в ряде случаев формируются наноразмерные структуры.

Формирование поверхностных сплавов и плакирование металлических систем с помощью импульсного электронного пучка в ряде случаев может оказаться удобным инструментом для поверхностной модификации, открывающим новые возможности.

Структурно-фазовое состояние частиц износа и износостойкость композитов WC–(Fe–Mn–C)

*Мельников А.Г., Савченко Н.Л.¹, Севостьянова И.Н.¹,
Гнюсов С.Ф.¹, Кульков С.Н.¹*

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия, melnikov_ag@tpu.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, Россия

Известно [1], что процесс трения металлокерамических композитов WC–(Fe–Mn–C) сопровождается образованием на поверхности трения трибослоев, толщина, морфологическое строение и фазовый состав которых зависят от скорости трения и температуры в зоне трибоконтакта. В работе [2] развивается научный подход, в соответствии с которым в любом процессе изнашивания имеется основной механизм, определяющий формирование частиц износа, который связан с явлением фрагментации пластически деформированного поверхностного слоя в зоне фрикционного контакта. Подробное изучение структуры и фазового состава формирующихся в процессе трения WC–(Fe–Mn–C) частиц износа является актуальной задачей и направлено на выявление влияния формирующихся трибослоев на износостойкость композитов.

В работе представлены результаты исследования частиц износа композиционных материалов WC–(Fe–Mn–C), испытанных по стальному контртелу при давлении 5 МПа и при скоростях скольжения в диапазоне 10–37 м/с. Содержание марганца в связующей фазе составляло 4–20 вес. %, а содержание углерода для обоих составов — 0.8–1.1 вес. %. Такие составы композитов WC–(Fe–Mn–C) были выбраны для получения разного структурно-фазового состояния связки с точки зрения ее способности испытывать мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение.

По данным рентгенофазового анализа в частицах износа, независимо от скорости трения и состава композитов, присутствует карбид вольфрама, аустенит (γ -фаза), α -фаза железа и сложный оксид FeWO_4 . Образование оксида FeWO_4 произошло в результате термомеханического перемешивания исследуемых композитов и материала стального

контртела с одновременным окислением трущихся поверхностей. Объемное содержание FeWO_4 в частицах износа уменьшается с увеличением скорости скольжения, при этом содержание FeWO_4 в частицах износа WC-80Г4 всегда выше, чем для WC-80Г20 (при одинаковых скоростях скольжения). Количество формирующегося FeWO_4 в частицах износа коррелирует с величиной интенсивности изнашивания исследуемых композитов, при этом увеличение количества FeWO_4 приводит к уменьшению интенсивности изнашивания композиционных материалов. На субмикронном уровне наблюдается фрагментация структурных составляющих частиц износа: происходит сильное уменьшение размера кристаллитов карбида вольфрама до 11–15 нм (размер кристаллитов карбида вольфрама в исходных композитах до испытаний составлял 80 нм), что было сопоставимо с размером кристаллитов на поверхности трения композитов. Размер кристаллитов оксида FeWO_4 в частицах износа WC-80Г4 составляет 23–28 нм, а в WC-80Г20 — 18–20 нм.

По морфологическому строению частицы износа можно разделить на 2 типа: пластинчатые, образованные по механизму окислительного изнашивания, и объемные, округлой формы, сформированные вследствие пластической деформации сильно разогретой поверхности композитов и процессов перемешивания с материалом контртела. Средний размер частиц износа обоого типа для всех композитов WC-(Fe-Mn-C) лежал в диапазоне 80–240 мкм и зависел от структурно-фазового состояния матрицы композитов и скорости скольжения.

Литература

1. Савченко Н.Л., Гнусов С.Ф., Кульков С.Н. Особенности высокоскоростного изнашивания композиционного материала WC – сталь 110Г13 в трибоконтacte с литой инструментальной сталью // Трение и износ. – 2009. – Т. 30. – № 1. – С. 64–71.
2. Панин В.Е., Почивалов Ю.И., Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Бикинцев Г.Ш. Трибоконтact в парах трения как многоуровневая иерархически организованная система // Физ. мезомех. – 2010. – Т. 13. – № 6. – С. 27–34.

Структура и свойства градиентных покрытий, полученные электронно-лучевой наплавкой композиционных порошков, легированных азотом

Наркевич Н.А., Иванова Е.А.¹, Дураков В.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050, Россия, natnark@list.ru

Современные методы нанесения покрытий, моделирование и конструирование их структуры, направленные на повышение релаксационной

способности в поле внутренних и внешних приложенных напряжений, позволяют значительно повышать эксплуатационные характеристики металлических изделий, подвергшихся упрочнению или восстановлению. В частности, создание градиентных покрытий с изменяющимся по толщине модулем упругости является одним из методов, обеспечивающих высокую несущую способность поверхностных слоев в сочетании с пластически деформируемым слоем, примыкающим к поверхности подложки. Задачей исследования является получение и исследование покрытий с градиентной структурой и свойствами.

Основу исследуемых в работе покрытий представляет собой железо-хром-марганцевый аустенит, легированный азотом, которому отведена роль фазы, обеспечивающей релаксацию напряжений. При разработке градиентных покрытий использовали следующие подходы:

1. Электронно-лучевая наплавка порошковых композитов, изменяющих фазовый состав при термоциклировании.
2. Электронно-лучевая наплавка покрытий с чередованием порошковых смесей, имеющих разный химический и фазовый состав.
3. Электронно-лучевая наплавка порошковыми смесями, кристаллизующимися из жидкого состояния с расслоением и образованием зерен, различающихся по химическому составу и свойствам.

Проведенные экспериментальные исследования позволили в первом случае получить покрытия с плавно изменяющейся структурой и модулем упругости по толщине. Изменение фазового состава в них достигается благодаря диффузионному растворению карбидов и нитридов, входящих в состав наплавочной смеси. Твердорастворное легирование приводит к изменению фазового состава матрицы и уменьшению модуля упругости.

Во втором случае была сформирована слоистая структура покрытия, состоящая из чередующихся слоев азотистого аустенита и аустенита, дисперсно-упрочненного карбонитридами ванадия.

В третьем случае структура состоит из аустенитно-мартенситных зерен, окруженных аустенитными в виде прослоек.

Формирование структуры градиентных покрытий с обособлением сдвигонеустойчивой аустенитной фазы в виде отдельных слоев или прослоек, разделяющих зерна с высоким модулем упругости, является перспективным направлением создания высокопрочных покрытий. Наряду с высокими эксплуатационными свойствами (абразивной износостойкостью, прочностью) структура таких покрытий обладает способностью приспосабливаться к условиям внешних воздействий, предотвращая преждевременное разрушение.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-08-00059-а.

Релаксация остаточных напряжений в аустенитных азотистых покрытиях, полученных электронно-лучевой наплавкой

Наркевич Н.А., Иванова Е.А.¹, Тагильцева Д.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
natnark@list.ru

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050, Россия

Температурные и концентрационные градиенты в системе «подложка – покрытие» приводят к несинхронному изменению температуры и скорости охлаждения как внутри самого наплавляемого покрытия, так и в подложке. При этом для изделий, упрочненных нанесением покрытий, актуальны не только высокие эксплуатационные свойства, но и сохранение сплошности покрытия, высокая адгезионная прочность при отсутствии изменения формы и размеров. В связи с этим особое значение приобретает разработка таких наплавочных материалов, которые в процессе наплавки, кристаллизации и охлаждения способны релаксировать возникающие остаточные напряжения за счет изменения своей структуры.

В настоящей работе поставлена задача по исследованию структуры и механизмов релаксации остаточных напряжений в покрытиях на основе азотистого аустенита, полученных электронно-лучевой наплавкой.

Экспериментальные исследования показали, что релаксация остаточных напряжений как в поверхностном слое покрытия, так и в слое, примыкающем к зоне сплавления, проявилась в формировании неоднородной дислокационной структуры с плотностью дислокаций порядка 10^{10} см^{-2} . Наряду с плоскими скоплениями дислокаций наблюдается множество микродвойников и дефектов упаковки. Развитию планарной дислокационной структуры в аустенитных нержавеющей сталях, легированных азотом, способствует эффект твердорастворного упрочнения, приводящий к снижению энергии дефекта упаковки.

Электронно-микроскопическими исследованиями обнаружены характерные слоистые структуры, состоящие из пластин толщиной 2–5 нм, перемежающихся фаз аустенита, деформационных двойников и гексагонального ϵ -мартенсита.

В слое покрытия, примыкающем к зоне сплавления, выявлена выраженная текстура кристаллизации с расположением плотноупакованных плоскостей $\{111\}$ перпендикулярно фронту кристаллизации. Исследование этого же слоя покрытия, вырезанного параллельно поверхности подложки, показало другую преимущественную ориентацию кристалло-

графических плоскостей $\{200\}$, что, по-видимому, явилось следствием развития релаксационных явлений.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить, что основным механизмом релаксации остаточных напряжений I рода в аустенитных азотистых покрытиях является двойникование. Структура покрытия характеризуется повышенной плотностью дислокаций $(2.25\text{--}2.44) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Особенностью релаксации остаточных напряжений является образование характерных слоистых пластинчатых структур γ -Д.Д.- ε высокой дисперсности.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-08-00059-а.

Влияние наноструктурирования поверхностного слоя на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni_3Al

Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф.¹, Боянгин Е.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
ove45@mail.ru

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055, Россия

Интерметаллическое соединение Ni_3Al относится к сплавам с $L1_2$ -сверхструктурой, имеющим высокую энергию упорядочения. Упорядоченная структура сохраняется вплоть до температуры плавления [1]. Дальний порядок обеспечивает более сильную межатомную связь. В этом отношении интерметаллиды занимают промежуточное место между металлами и керамиками как по типу химической связи, так и по свойствам. Интерметаллическое соединение Ni_3Al является основной упрочняющей фазой современных никелевых жаропрочных сплавов [2]. Повышение высокотемпературной прочности указанных сплавов связано с решением проблемы повышения высокотемпературной пластичности интерметаллической составляющей. В этом отношении особое значение имеет внешняя поверхность сплавов, являющаяся источником зарождения микротрещин разрушения. Предотвращение преждевременного зарождения на поверхности интерметаллического сплава микротрещин в условиях внешнего механического или температурного воздействия на поверхность достигается путем локализации пластической деформации в поверхностном слое на наномасштабном уровне его внутренней структуры.

Формирование наноструктурных состояний в поверхностном слое интерметаллического соединения возможно при высокоэнергетической электронно-пучковой обработке его поверхности в микро- и субмилли-

секундном диапазоне времени воздействия [3]. Целью настоящей работы является исследование влияния импульсного электронно-пучкового облучения на фазовый состав, структуру и физико-механические свойства интерметаллического соединения Ni_3Al .

Количественные расчеты глубины прогрева и распределения температуры в поверхностном слое интерметаллического соединения Ni_3Al при его облучении одиночными импульсами электронно-пучкового облучения в зависимости от плотности энергии в электронном пучке, длительности импульсов облучения, проведенные в [4], показали, что при увеличении длительности импульса облучения до 200 мкс при неизменной величине плотности энергии в электронном пучке температура нагрева поверхности снижается практически в 2 раза, а с увеличением длительности импульсов электронно-пучкового облучения температура нагрева поверхности интерметаллического соединения снижается и тем в большей степени, чем выше плотность энергии в электронном пучке. При этом происходит многократное снижение градиента температуры в поверхностном слое при одновременном увеличении глубины прогрева. Расчетные данные позволили оценить перспективные для проведения экспериментальных исследований значения параметров импульсного электронно-пучкового облучения интерметаллида: длительность импульсов облучения — от 3 до 200 мкс, плотность энергии в электронном пучке — до 20 Дж/см^2 при длительности импульсов облучения 3 мкс и до 60 Дж/см^2 при длительности импульсов облучения от 50 до 200 мкс, количество импульсов облучения — до 30.

Экспериментально установлено, что размерность зерен в поверхностном слое зависит от параметров импульсного электронно-пучкового облучения следующим образом: с увеличением плотности мощности электронного пучка происходит уменьшение размерности зеренной структуры в поверхностном слое. Если при $W_s = 6 \cdot 10^6 \text{ Вт/см}^2$ средний размер кристаллитов поверхностного слоя не превышает 100 нм, то при $W_s = 6 \cdot 10^6 \text{ Вт/см}^2$ размер кристаллитов изменяется в пределах 0.5–3 мкм. Установлено, что в первом случае происходит проплавление поверхностного слоя интерметаллида на глубину ~ 5 мкм. Высокоскоростное охлаждение приводит к формированию направленно закристаллизованной структуры, ориентированной перпендикулярно поверхности облучения и образующей на поверхности субмикро- и наноразмерную зеренную структуру. С увеличением длительности импульсов облучения до 50 мкс толщина поверхностного слоя с направленно закристаллизованной структурой увеличивается до 20 мкм.

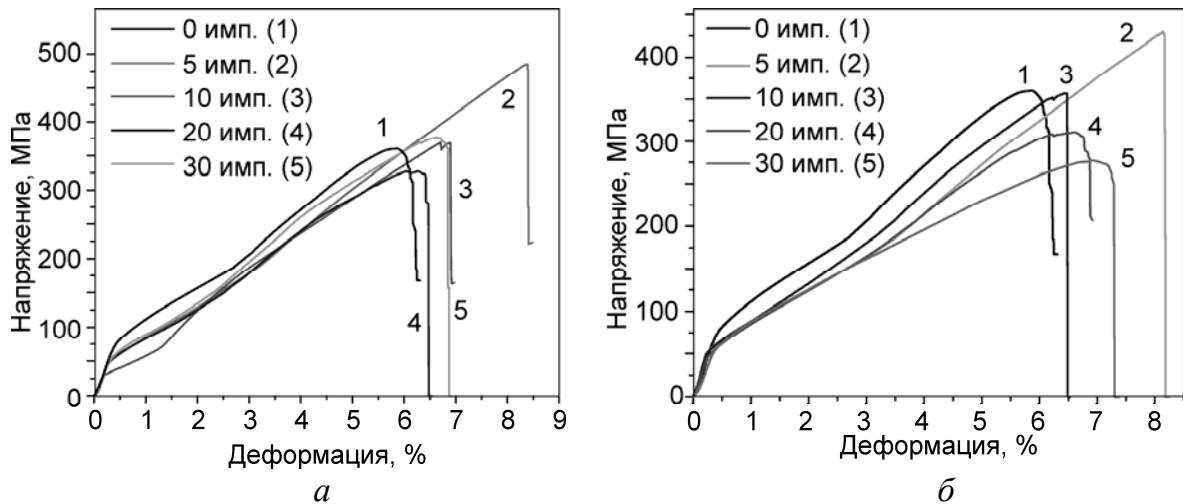


Рис. 1. Кривые растяжения плоских образцов интерметаллида Ni_3Al в виде «лопаток» после двухстороннего облучения: *а* — длительность импульсов облучения 3 мкс при плотности энергии 5 Дж/см²; *б* — длительность импульсов облучения от 50 до 200 мкс при плотности энергии 20 Дж/см²

Испытания на растяжение образцов интерметаллического соединения в виде стандартных «лопаток» с рабочей частью длиной 10 мм, шириной 3.5 мм и толщиной 1.5 мм, проведенные на установке «Instron-3369» со скоростью нагружения образцов 0.2 мм/мин, показали увеличение пластичности интерметаллида при всех исследованных режимах облучения (рис. 1).

Принципиально важной особенностью влияния наноструктурирования поверхностного слоя на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni_3Al является преимущественное влияние на повышение прочности и пластичности не толщины поверхностного слоя с модифицированной структурой, а величины доли наноструктурной составляющей в зеренной структуре поверхностного слоя и средний размер нанозерен в поверхностном слое.

Литература

1. *Интерметаллические соединения* / Под ред. Дж.Х. Вестбрука. – М.: Металлургия, 1970. – 440 с.
2. *Каблов Е.Н.* Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия). – М.: «МИСИС», 2001. – 632 с.
3. *Лотков А.И., Псахье С.Г., Князева А.Г. и др.* Наноинженерия поверхности. Формирование неравновесных состояний в поверхностных слоях материалов методами электронно-ионно-плазменных технологий / Под ред. Н.З. Ляхова, С.Г. Псахье. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2008. – 275 с.
4. *Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Боянгин Е.Н., Тересов А.Д., Лапшин О.В.* Электронно-пучковая модификация структуры поверхностного слоя интерметаллического соединения Ni_3Al // *Физика и химия обработки материалов.* – 2011 (в печати).

**Наноструктурирование поверхностного слоя
металлокерамического сплава при импульсном
электронно-пучковом облучении
в азотсодержащей атмосфере**

*Овчаренко В.Е., Букрина Н.В., Иванов Ю.Ф.¹, Моховиков А.А.²,
Ван Джинчен (Jian-qiang Wang)³, Ю Баохай (Bao-hai Yu)³*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
ove45@mail.ru

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055, Россия

² Юргинский технологический институт при ТПУ, Юрга, 652000, Россия

³ Институт исследований металлов АН КНР, Шеньян, Китай

Электронно-пучковое облучение поверхности в субмиллисекундном диапазоне времени воздействия формирует в поверхностном слое металлокерамических сплавов высокопрочную субмикро- и нанокристаллическую структуру, обеспечивающую значительное снижение коэффициента трения и кратное повышение износостойкости сплава [1, 2]. В то же время с повышением температуры поверхности до 600 °С коэффициент трения повышается до величины, характерной для металлокерамического сплава в исходном (до электронно-пучковой модификации поверхностного слоя) состоянии [3]. Этот эффект связан с термически активируемыми процессами релаксации неравновесных структурно-фазовых состояний в поверхностном слое облученного металлокерамического сплава. Задача состоит в повышении термической стабильности неравновесных структурно-фазовых состояний поверхностного слоя металлокерамического сплава, в сохранении при повышенных температурах его уникальных физических и прочностных свойств.

На примере металлокерамического сплава TiC–(Ni–Cr) предложена математическая модель неизотермической диффузии азота в поверхностном слое за время одиночного импульса электронно-пучкового облучения. Проведены количественные расчеты термограмм нагрева компонентов металлокерамической композиции, глубины проникновения и распределения азота в поверхностном слое за время одиночного импульса электронно-пучкового облучения металлокерамического сплава в камере с азотсодержащей атмосферой. Показано, что при заданных параметрах электронно-пучкового облучения за время одиночного импульса в поверхностном слое металлокерамического сплава образуется диффузионная зона с концентрацией азота в ней 1.5–2.0 ат. % на глубину с поверхности облучения до 5 мкм.

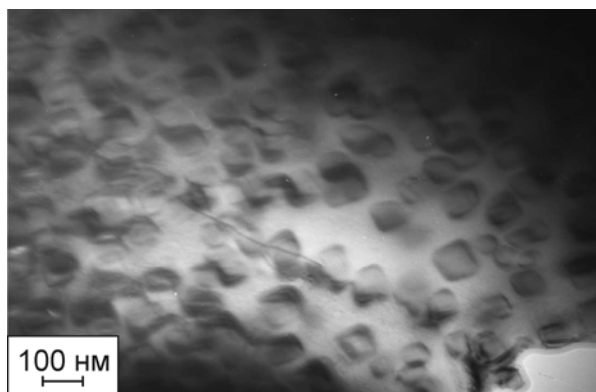


Рис. 1. Микроструктура поверхностного слоя металлокерамики после азотирования в плазме газового разряда

Экспериментальные исследования микроструктуры и свойств были проведены после электронно-пучкового облучения образцов металлокерамики импульсами длительностью 50–200 мкс пучком с плотностью энергии 20–60 Дж/см² при давлении аргона или азота $\sim 10^{-2}$ Па. Толщина расплава металлического связующего в поверхностном слое металлокерамики при этом достигала 10 мкм. Скорость охлаждения расплава по окончании импульса облучения составляла 10^6 К/с.

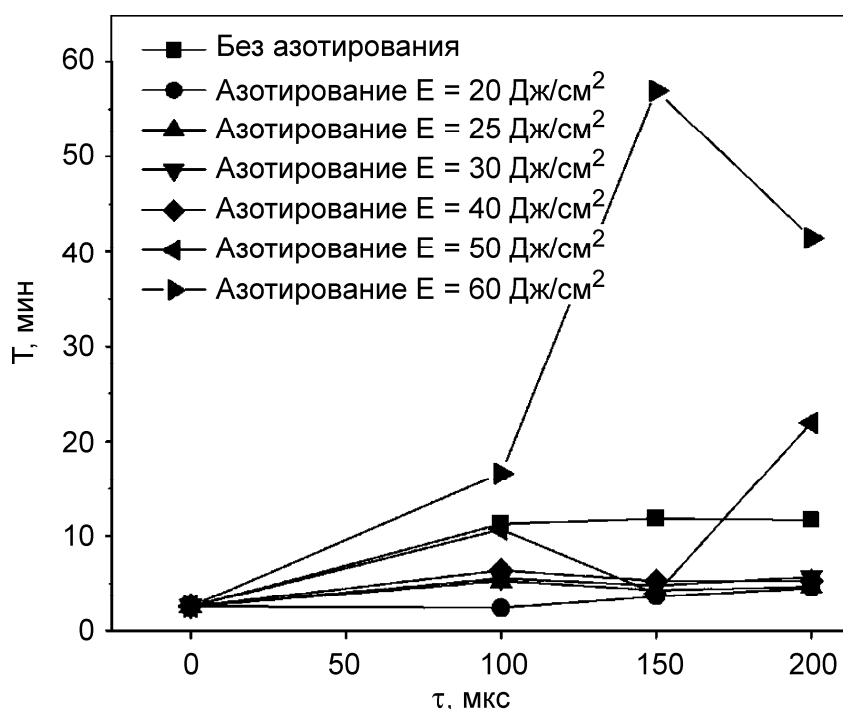


Рис. 2. Зависимость времени до достижения максимальной величины износа по переходной задней поверхности при тчении стали пластинами металлокерамического сплава от длительности импульса воздействия электронного пучка в азотсодержащей атмосфере

Импульсное электронно-пучковое облучение в азотсодержащей атмосфере, по сравнению с облучением в аргонсодержащей атмосфере, существенно повышает микротвердость поверхности металлокерамического сплава, приводя к образованию частиц нитрида титана и нитрида алюминия (рис. 1). Частицы нитрида титана имеют преимущественно округлую форму, их размеры изменяются в пределах 50–100 нм. Частицы нитрида алюминия имеют пластинчатую форму, их размеры изменяются в пределах 30–80 нм.

Испытания образцов металлокерамического сплава до заданной степени износа их режущей кромки от длительности импульса электронно-пучкового облучения при различной плотности энергии в электронном пучке показали, что структурирование поверхностного слоя наночастицами нитридов алюминия и титана многократно повышает стойкость металлокерамического сплава в условиях резания металла (рис. 2).

Работа выполнена в рамках интеграционного проекта СО РАН № 43.

Литература

1. *Yu Baohai, Ovcharenko V.E., Psakhie S.G., Lapshin O.V.* Electron-beam treatment of tungsten-free TiC/NiCr cermet II: Structural transformation in the sub-surface layer // *J. Mater. Sci. Tech.* – 2006. – V. 22. – No. 4. – P. 511–513.
2. *Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф.* Трибологические свойства наноструктурированной поверхности металлокерамического сплава на основе карбида титана // *Изв. ТПУ.* – 2008. – Т. 313. – № 2. – С. 114–118.
3. *Ovcharenko V.E., Ivanov Yu.F., Yu Bao Hai.* Effect of nanostructural surface modification of tribological properties of metal-ceramic alloy // *Rare Metals.* – 2009. – V. 28. – Spec. Iss. – P. 678–682.

Исследование влияния легирования медью на структуру и свойства покрытий нитрида титана

Овчинников С.В., Коротаев А.Д.¹, Мошков В.Ю., Тюменцев А.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
ovm@spti.tsu.ru

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

Сверхтвердые нанокompозитные покрытия типа n-MeN/металл представляют кристаллические нитриды переходных металлов (Ti, Zn, W, Mo, V), легированные нерастворимыми в них в равновесных условиях такими элементами, как Ni, Cu, Y, Ag. Предполагается, что сверх-

твердость указанных покрытий обусловлена внутренними напряжениями, связанными с концентрацией, характером распределения нерастворимой металлической примеси, условиями осаждения и типом соответствующей дефектной микроструктуры. Поэтому для определения природы сверхтвердости, механизмов релаксации напряжений, повышения термостабильности структуры, свойств и расширения области применения покрытий типа MeN/металл очевидно актуальна задача исследования их дефектной микроструктуры с использованием прямых методов ее наблюдения.

В настоящей работе такие исследования выполнены для наноструктурных покрытий TiN и Ti–Cu–N, полученных магнетронным распылением металлических мишеней в смеси аргона и азота при потенциале смещения на подложке 200 В и температуре осаждения 150 °С. В этой связи имеются основания полагать, что при использованной низкой температуре получения покрытий Ti–Cu–N процессы расслоения в них должны быть подавлены и, следовательно, становится возможным реализовать метастабильные однофазные состояния этих покрытий.

Показано, что в условиях относительно низких температур осаждения и энергии ионной активации поверхности при росте покрытия TiN–Cu формируется однофазное кристаллическое состояние нитрида титана при отсутствии кристаллизации меди в диапазоне ее концентраций до 12 ат. %. Установлено, что в неравновесных условиях синтеза покрытий с высокой концентрацией нерастворимой примеси формируются высокодефектные структурные состояния, показывающие связанную с переориентацией масштабную иерархию фрагментации решетки от размеров ~10–15 до 50–70 нм. Характерными особенностями указанных состояний являются высокие (десятки градусов в мкм) изгибы кручения кристаллической решетки и уровень локальных внутренних напряжений от $\sim E/40$ до $\sim E/120$. Обнаруженные высокие градиенты, в том числе дипольного характера, изгиба-кручения на характерных масштабах до нескольких десятков нанометров могут быть описаны в рамках модели непрерывного распределения дислокационно-дисклинационных ансамблей. Найдено закономерное влияние содержания меди на такие характеристики наноструктурного состояния покрытий TiN, как увеличение степени дисперсности субзеренной структуры, уменьшение локальных изгибов-кручений кристаллической решетки внутри субзерен и уровня локальных внутренних напряжений. Показано, что легирование медью повышает прочность исследованных покрытий, что выражается в сохранении ими сплошности при скрэтч-тестировании в диапазоне нагрузок до 30 Н.

Формирование наноструктурных состояний в ферромагнитных пленках Fe_4N

Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Панин А.В., Шугуров А.Р., Сергеев В.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
vsereg@mail.tomsknet.ru

Разработаны методы трехмерного моделирования двухслойных поликристаллических композиций «металлическая подложка – ферромагнитное покрытие», как многоуровневых иерархически организованных систем, при различных условиях их механического нагружения. Основное внимание уделено распределению моментных напряжений, которые обуславливают развитие трещин в керамическом покрытии. Показано, что важную роль при разработке многослойных структур, которые должны работать без нарушения сплошности в условиях упругого механического нагружения, играют: состояние границы раздела «металлическая подложка – ферромагнитное покрытие», тип кристаллической решетки покрытия и подложки, наличие в покрытии включений с высокой релаксационной способностью, вид нагружения (растяжение, сжатие, изгиб). Рекомендовано проводить предварительное наноструктурирование поверхностного слоя подложки, которое не только способствует формированию нанокристаллической структуры в напыляемом керамическом покрытии, но и обеспечивает высокую релаксационную способность интерфейса в двухслойной композиции. Создаваемые на основе данного подхода магнитострикционные датчики допускают более высокий уровень механического воздействия в условиях сжатия-растяжения по сравнению с деформацией изгиба.

Предложены методы наноструктурирования поверхностных слоёв медной подложки с одновременным формированием наноструктурных включений с высокой релаксационной способностью, как в покрытии, так и в медной подложке. Исследованы структура и фазовый состав трёхслойных композиций «медная подложка – наноструктурированный переходный слой с наноструктурными высокорелаксационными включениями – ферромагнитное наноструктурное покрытие Fe_4N ». Аттестация магнитных характеристик данных трёхслойных композиций проведена по измерению эффекта Баркгаузена. Показано, что разработанные методы наноструктурирования многослойных композиций с введением наноструктурных включений снижают эффект Баркгаузена в 2–5 раз, а период растрескивания керамического покрытия при растяжении композиционного материала в пластической области уменьшается в 2 раза.

Способы модификации сверхвысокомолекулярного полиэтилена для создания износостойких полимерных композиционных материалов

*Панин С.В., Корниенко Л.А., Пувадин Т.¹, Пирияон С.¹,
Шилько С.В.², Сергеев В.П., Мандунг Т.¹,
Сонджайтам Н.¹, Мержиевский Л.А.³*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
rosmc@ispms.tsc.ru

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

² Институт механики металлополимерных систем им В.А. Белого НАНБ,
Гомель, 246050, Беларусь

³ Институт гидродинамики им. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия

Исследовано влияние механической активации, введения различных наполнителей (нано- и микро), ионной имплантации и облучения электронным пучком, а также химической модификации (прививка сополимеров) на физико-механические и триботехнические свойства сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Методами рентгеноструктурного анализа, ИК-спектроскопии, сканирующей дифференциальной калориметрии и электронной микроскопии исследована структура и пленки фрикционного переноса для широкого спектра композиций на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (углеродные нановолокна и нановолокна Al_2O_3 , наночастицы меди и SiO_2 , микрочастицы Al_2O_3 и оксигидроксидов алюминия $AlO(OH)$).

Показано, что механическая активация порошков связующего и наполнителя обеспечивает равномерное распределение нанопорошка в первом и дополнительно повышает физико-механические и триботехнические свойства композита. Механическая активация исходных порошков сверхвысокомолекулярного полиэтилена определяет структурную организацию полимера.

Исследовано влияние нано- и микронаполнителей на фрикционно-механические свойства сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Установлено, что модификация сверхвысокомолекулярного полиэтилена нановолокнами Al_2O_3 в пределах 0.1–0.5 вес. % обеспечивает существенное повышение прочности и многократное увеличение износостойкости. Модификация ультрадисперсными порошками Al_2O_3 (200–500 нм) в тех же объемах несущественно изменяет триботехнические характеристики сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Наполнение сверхвысокомолекулярного полиэтилена частицами микронных размеров (3–50 мкм) в объеме 20–40 вес. % приводит к повышению износостойкости исходного сверхвысокомолекулярного полиэтилена, сравнимому с износостойкостью при малом содержании нановолокон. Показано, что введение в

сверхвысокомолекулярный полиэтилен углеродных нановолокон и нановолокон Al_2O_3 приводит к формированию принципиально иной надмолекулярной структуры в сравнении с микронаполнителями. Исследованы типы надмолекулярных структур и эволюция пленок фрикционного переноса в зависимости от характера и объема наполнителя.

Сравнительный анализ надмолекулярной структуры и фрикционно-механических свойств сверхвысокомолекулярного полиэтилена, модифицированного нано- и микронаполнителями, указывает на их различную способность к формированию переносного слоя.

Большая площадь поверхности наноаполнителей уже при малых (порядка 0.5 %) объемах обеспечивает формирование пленки фрикционного переноса, определяющей высокую износостойкость и низкий коэффициент трения.

Модификация поверхности сверхвысокомолекулярного полиэтилена обработкой ионным пучком (AlV_x с дозами 0.5, 1 и $2 \cdot 10^{17}$ ионов/ cm^{-2}) и электронным пучком (с дозами 25, 50, 100, 150, 300 кГр) показала, что оптимальные дозы $1 \cdot 10^{17}/cm^{-2}$ и 150–300 кГр определяют структурную организацию молекул в поверхностном слое полимера, существенно повышающую триботехнические свойства.

Выявлена роль химической модификации (прививки) сверхвысокомолекулярного полиэтилена как способа формирования фрикционных характеристик для различных условий эксплуатации. Оценена роль сополимеров в повышении адгезионных свойств нанокompозитов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена.

Проведен сравнительный анализ различных способов модификации сверхвысокомолекулярного полиэтилена по физико-механическим и триботехническим свойствам, что может служить основой для создания композитов на указанной матрице с заданными эксплуатационными свойствами. Проведена оценка комбинации способов в достижении оптимальных фрикционных свойств композитов. Обсуждаются механизмы повышения износостойкости полимерных нанокompозитов, подвергнутых высокоэнергетическим воздействиям и химической модификации.

Влияние состава керамик ZrO_2 – MgO на коэффициент термического расширения

Прوماхов В.В., Буюкова С.П., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
vvpromakhov@mail.ru

Керамики на основе частично стабилизированного ZrO_2 в силу своих теплофизических характеристик — весьма перспективный материал в

области высокотемпературной техники. Важнейшей эксплуатационной характеристикой в данном случае является коэффициент линейного температурного расширения. В этой связи актуальной является задача изучения влияния на коэффициент линейного температурного расширения структурных и фазовых состояний, формирующихся в процессе синтеза керамики системы ZrO_2 – MgO .

Исследования осуществлялись на образцах керамик, полученных формованием нанокристаллических порошков системе ZrO_2 – MgO с количеством MgO 8.6, 13.9, 25.4, 35.1 и 43.3 мол. %.

Согласно диаграмме состояния системы ZrO_2 – MgO , соотношение компонентов в исследуемой керамике соответствовало доэвтектоидному (8.6 мол. %), эвтектоидному (13.9 мол. %) и заэвтектоидному (25.4, 35, 43.3 мол. %) составам. Фазовый состав образцов был представлен высокотемпературными кубической (С) и тетрагональной (Т), а также низкотемпературной моноклинной (М) модификациями диоксида циркония. По мере увеличения количества растворенного оксида магния в системе ZrO_2 – MgO увеличивалась доля моноклинной фазы. При содержании MgO в системе ZrO_2 – MgO в количестве 43.3 мол. % доля моноклинной фазы ZrO_2 составляла 40 %.

Исследования дилатометрических кривых показали, что с увеличением количества примесных катионов Mg^{+2} увеличивается температура фазового перехода $M \rightarrow T$ (рис. 1).

Установлено, что изменение количества растворенного оксида магния в системе ZrO_2 – MgO , сопровождается изменением коэффициента линейного температурного расширения (рис. 2). Данный факт свидетельствует о корреляции коэффициента линейного температурного расширения с соотношением долей высокотемпературных и низкотемпературных модификаций ZrO_2 , количеством MgO в свободном виде, а также количеством окиси магния, растворенного в решетке. Фактором, понижающим коэффициент линейного температурного расширения, в данном случае является преобладание доли M – ZrO_2 . В свою очередь, присутствие оксида магния в виде отдельных зерен, а также наличие примесных катионов Mg^{+2} в решетке служит фактором, повышающим коэффициент линейного температурного расширения.

Результаты исследований комплексного влияния обозначенных выше факторов на коэффициент линейного температурного расширения исследуемой керамики показали следующее. Для состава с содержанием оксида магния 8.6 мол. % характерно отсутствие MgO в свободном виде и минимальное количество примесных катионов Mg^{+2} в решетке, что объясняет значение коэффициента линейного температурного расширения $6.82 \cdot 10^{-6} K^{-1}$.

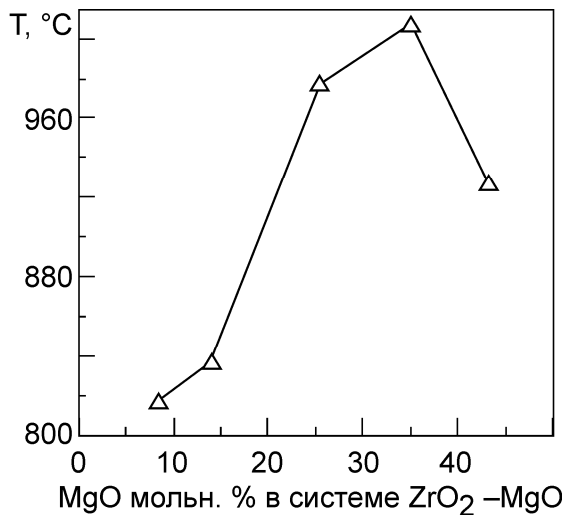


Рис. 1. Зависимость температуры фазового M→T-перехода от количества оксида магния, растворенного в системе ZrO₂-MgO

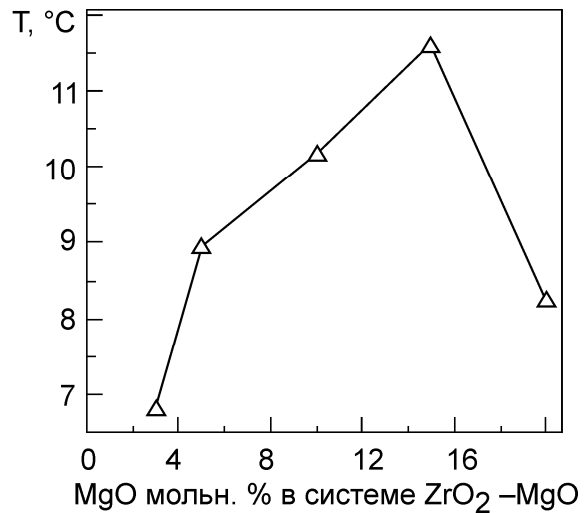


Рис. 2. Зависимость коэффициента линейного температурного расширения от количества оксида магния, растворенного в системе ZrO₂-MgO

Состав образца с содержанием 13.9 мол. % MgO соответствует эвтектоидному составу, и его коэффициент линейного температурного расширения обоснован термическим расширением К фазы ZrO₂ с поправкой на пористость образца. Дальнейшее увеличение количества растворенного компонента в системе ZrO₂-MgO приводит к росту коэффициента линейного температурного расширения до $11.6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, поскольку увеличивается количество MgO, не вошедшего в твердый раствор. Особого внимания заслуживает пересыщенный твердый раствор в заэвтектоидном состоянии с 43.3 мол. % MgO. В данном случае, несмотря на максимальное количество MgO, выделенного в свободном виде, наблюдается уменьшение коэффициента линейного температурного расширения до $8.26 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Очевидно, что преобладающим фактором, снизившим коэффициент теплового расширения, является преобладание моноклинной модификации ZrO₂, что, в свою очередь, сопровождается уменьшением содержания растворенных в решетке катионов Mg⁺².

Влияние химического состава основы на физико-механические свойства диффузионных боридных покрытий

Пугачева Н.Б., Гурченко Т.М., Замараев Л.М.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, 620049, Россия,
tatiana_8801@mail.ru

Боридные покрытия, как и все диффузионные, характеризуются структурной наследственностью, которая проявляется в легировании

внешней зоны элементами стали-основы, что, безусловно, сказывается на защитных свойствах. В связи с этим интерес представляло проведение исследований на штамповой стали 4Х5МФС. В качестве сравнения со свойствами нелегированных боридов железа исследовали покрытие на малоуглеродистой стали Ст3.

Покрытия наносили в порошковых насыщающих смесях на основе карбида бора с галоидными активаторами. Температура выдержки в печи — 900 °С, длительность — 5 ч. Микроструктуру исследовали на растровом электронном микроскопе TESCAN с программным обеспечением VEGA. Характер распределения элементов по толщине покрытий проводили с помощью волнодисперсионной приставки OXFORD с программным обеспечением INCA. Фазовый состав определяли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu в k_α -излучении хрома. Микротвердость определяли на приборе FISCHERSCOPE HM2000 XY_m с ручной измерительной XY-платформой при нагрузке 10 г. Циклический нагрев образцов до заданной температуры в условиях постоянно действующих растягивающих нагрузок осуществлялся до 1000, 1100 и 1200 °С в атмосфере водорода для исключения окисления боридов.

При одинаковых режимах борирования содержание бора в покрытиях на сталях отличается: на Ст3 — не более 15 мас. %, на 4Х5МФС — до 17 мас. %. Это объясняется различной диффузионной подвижностью бора в углеродистых и легированных сталях, а также образованием боридов легирующих элементов. Углеродистая сталь Ст3 характеризуется максимальной микротвердостью 16 ГПа и модулем упругости 266 ГПа, у стали 4Х5МФС микротвердость 12 ГПа и модуль упругости 238 ГПа.

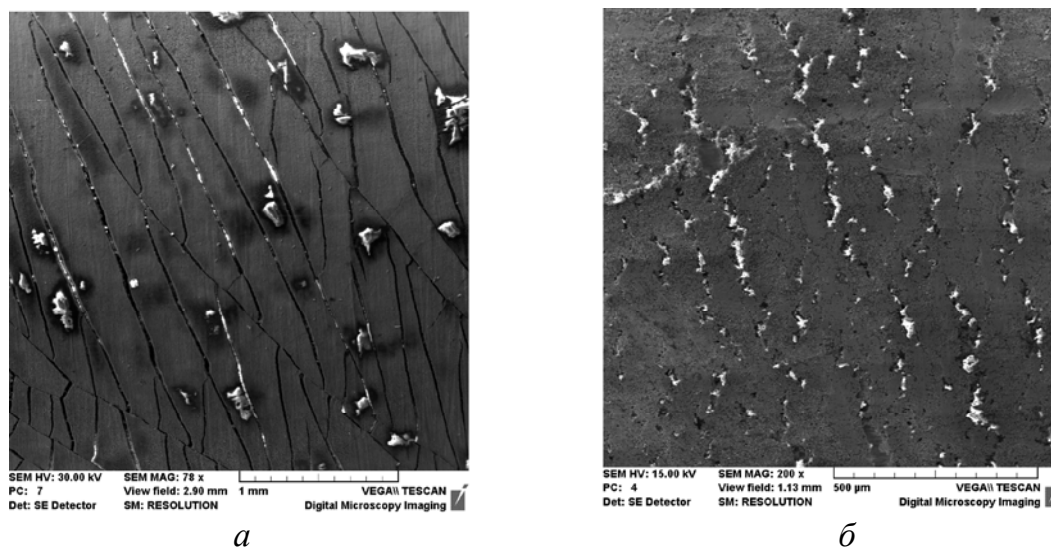


Рис. 1. Микроструктура исследованных боридных покрытий при термоциклировании 1000 °С на штамповой стали 4Х5МФС (а) и углеродистой стали Ст3 (б)

При термоциклировании в атмосфере водорода при 1000 °С на поверхности образца Ст3 наблюдаются сохранившиеся «островки» покрытия с полосами деформации стали-основы между ними. Пластическая деформация образца произошла за счет стали-основы на участках растрескивания покрытия. На стали 4Х5МФС локальные повреждения покрытия выражаются в растрескивании слоя боридов.

Работа выполнена при частичной поддержке программы № 13 ОЭММПУ РАН «Трибологические и прочностные свойства структурированных материалов и поверхностных слоев».

Износостойкость диффузионного боридного покрытия на штамповой стали 4Х5МФС

Пугачева Н.Б., Замятин А.Н., Трушина Е.Б.

Институт Машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, 620049, Россия,
zamiatin_1985@mail.ru

Испытания на износостойкость проводили на машине трения СМТ-1 по схеме нагружения «вал – пластина». Вал из цементированной закаленной стали 20Х приводился во вращение внешним электроприводом, в нашем случае скорость вращения составляла 300 об./мин. (максимальная скорость вращения — 1500 об./мин). Плоские образцы из стали марки 4Х5МФС с боридным покрытием были закреплены в неподвижной втулке.

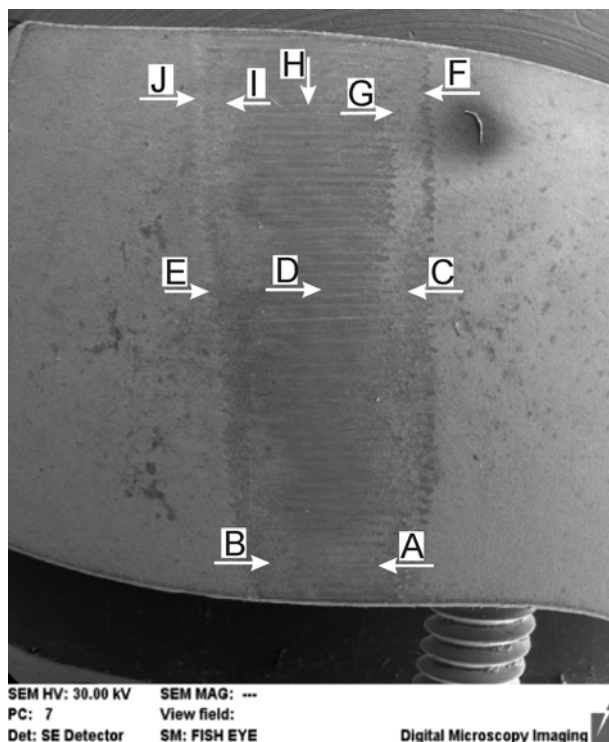


Рис. 1. Рельеф поверхности образца стали 4Х5МФС после испытания на износ

Таблица

Процентное содержание В в зоне износа

| Участок | <i>J</i> | <i>I</i> | <i>H</i> | <i>G</i> | <i>F</i> | <i>E</i> | <i>D</i> | <i>C</i> | <i>B</i> | <i>A</i> |
|--|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| После химико-тирмической обработки | 11.0 | 7.3 | 2.9 | 2.8 | 4.4 | 5.1 | 3.7 | 6.0 | 10.4 | 2.2 |
| Химико-тирмическая обработка + закалка | 5.1 | 4.0 | 3.0 | 3.4 | 2.1 | 5.5 | 4.6 | 6.6 | 3.9 | 4.9 |

В зону трения подавался смазочный материал — моторное масло М-8-Г. Смазывание осуществлялось окунанием вращающегося вала в ванну с моторным маслом. В ходе проведения испытаний к неподвижной втулке с помощью винтовой пары прижималась колодка. Величина усилия составляла 20–130 кг и фиксировалась датчиком нагрузки. Нагрузка менялась с шагом 10 кг и периодичностью 5 мин. Величина момента трения фиксировалась на диаграммной ленте самопишущего потенциометра. Микроструктуру покрытий после испытаний исследовали на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-21 и растровом электронном микроскопе TESCAN с программным обеспечением VEGA. Содержание бора в зоне износа определяли с помощью энергетической приставки OXFORD с программным обеспечением INCA.

Показано, что боридное покрытие в процессе испытаний разрушается до переходной зоны α -твердого раствора на основе Fe. Закалка образца с покрытием привела к сохранению боридов Fe_2B на границе участка износа. Для закаленного образца характерны более низкие значения линейного износа, силы трения, момента трения и коэффициента трения для покрытия.

Внешняя зона покрытия, состоящая из боридов $(Fe, Cr)_2B$, скалывается при испытаниях в первую очередь. Легированные хромом бориды $(Fe, Cr)_2B$ показали способность пластически деформироваться даже после закалки. На границе зоны износа формируются «наплывы».

Работа выполнена при частичной поддержке программы № 13 ОЭММПУ РАН «Трибологические и прочностные свойства структурных материалов и поверхностных слоев».

Влияние равноканального углового прессования на особенности формирования структуры и механические свойства антифрикционного сплава Al–Sn

Русин Н.М., Скоренцев А.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
skoralexan@mail.ru

Сплавы системы Al–Sn широко используются в машиностроении в качестве материалов триботехнического назначения, и области их применения ограничиваются несущей способностью изделий из сплавов. Повысить механические свойства бинарных сплавов, не прибегая к их дополнительному легированию, можно путем измельчения зеренной структуры фазовых включений и их собственных размеров. Однако в последнем случае резко снижается емкость оловянных включений как источников твердой смазки на поверхности трения. Следовательно, обработка сплавов Al–Sn с целью повышения их механической прочности должна проводиться таким образом, чтобы объем сообщающихся с поверхностью трения оловянных включений по возможности не убывал. С учетом сказанного равноканальное угловое прессование является подходящим способом упрочняющей обработки, поскольку позволяет подвергать материалы большим деформациям и одновременно контролировать размеры и форму включений.

В качестве исходного материала был выбран спеченный сплав Al–40Sn, а его равноканальное угловое прессование осуществлялось с использованием маршрута прессования, обозначаемого обычно как *A*. В ходе каждого прессования данным маршрутом структурные элементы сплава плющатся и вытягиваются в сторону течения материала, все более приближаясь к лентообразной форме по мере увеличения числа прессований. После нескольких прессований плоскость течения образца, на которую выходят боковые грани лентообразных оловянных включений, превращается в оптимальную по структуре поверхность трения самосмазывающихся материалов. В то же время алюминиевая матрица остается непрерывной и способна нести основную часть внешней нагрузки на образец.

Прочность сплава после равноканального углового прессования определяли сжатием образцов вдоль направления течения материала, а твердость — по методу Бриннеля. Данные испытания показали, что особенно резко механическая прочность сплава возрастает после первого прохода, а по мере увеличения числа прессований темпы их приращений неуклонно снижаются, хотя величина испытанной материалом деформации при каждом прессовании остается постоянной. Однако выявилась

хорошая корреляция темпов изменения механических свойств сплава с темпами сокращения межслоевого расстояния при равноканальном угловом прессовании маршрутом *A*. Так что зависимость прочности двухфазного сплава Al–40Sn хорошо описывается выражением типа уравнения Холла–Петча, где ограничивающим свободный пробег дислокаций параметром является расстояние между оловянными лентами.

Данная зависимость в нашем случае выполнялась для образцов прессованных не более 4-х раз, поскольку при дальнейшем увеличении числа равноканальных угловых прессований происходит перекрывание концевых зон в середине образца. Вследствие этого нарушается однотипная ориентация слоев фаз относительно плоскости максимальных сдвигающих напряжений при равноканальном угловом прессовании. Слои начинают изгибаться в процессе прессования, и на их границах возникают микротрещины отрыва и несплошности, резко снижающие пластичность сплава и его преждевременное разрушение при испытаниях на сжатие. Хотя микротвердость сплава в бездефектных областях при этом возрастает. Заметим, что образец после 4-х равноканальных угловых прессований демонстрировал не только высокие механические свойства, но и показал отличные триботехнические свойства при сухом трении по стали. Величина коэффициента трения и интенсивность износа данного материала оказались значительно ниже, чем у аналогичных сплавов, обработанных до эквивалентных степеней деформации иными способами и имеющих вследствие этого наноскопические размеры фаз и более высокую твердость и прочность.

По результатам работы можно заключить, что разрабатываемый подход имеет значительные практические перспективы как метод получения самосмазывающихся подшипниковых сплавов и подлежит дальнейшему подробному изучению с целью его совершенствования и улучшения триботехнических характеристик обрабатываемых материалов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ по проекту № 11-08-00460а.

Рентгенографические исследования поверхности трения керамических и металлокерамических композитов методом скользящего пучка

Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Севостьянова И.Н., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
savnick@ispms.tsc.ru

Сильный разогрев поверхности при высокоскоростном трении керамических и металлокерамических композитов в совокупности с приложенной нагрузкой приводят к значительным структурно-фазовым превращениям, особенно в поверхностных слоях (10^{-8} – 10^{-6} м). Исследования структуры и фазового состава поверхностей керамических и металлокерамических композитов после высокоскоростного трения являются важными для описания взаимосвязи поверхности и внутренних объемов материала, поведения таких материалов в процессе трения в целом. Однако на сегодняшний день в научной литературе практически отсутствуют такие данные. В настоящей работе проведено рентгеноструктурное исследование приповерхностных областей методом скользящего рентгеновского пучка. Данный метод позволяет изучать зоны материала, отстоящие от поверхности трения на расстояние от 1 до 14 мкм в глубину без разрушения слоя, что неизбежно случается при послойном анализе последовательными полировками алмазными пастами.

В качестве керамических композитов для исследования использовались образцы состава 97 мол. % ZrO_2 + 3 мол. % Y_2O_3 и 80 вес. % ZrO_2 (3 мол. % Y_2O_3) + 20 вес. % Al_2O_3 с разным размером зерен тетрагональной фазы и, соответственно, разным вкладом трансформационного механизма упрочения в механические свойства композитов. Композиты WC–(Fe–Mn–C) имели в составе 80 вес. % WC, а содержание марганца в связующей фазе варьировалось от 4 до 20 вес. % для получения разного структурно-фазового состояния связки с точки зрения ее способности испытывать мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Образцы композитов были испытаны на трение в условиях сухого скольжения по стали в диапазоне скоростей скольжения 1–37 м/с с приложенным давлением 5 МПа. Рентгеновское исследование поверхностей трения керамики в исходном состоянии и после трения осуществлялось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-УМ1 с $Cu-K_{\alpha}$ -излучением. Пучок рентгеновских лучей направлялся к поверхности исследуемых образцов под углами от 1° до 30° , обеспечивая отражения от слоев толщиной от 0.6 до 6.5 мкм для композита WC–(Fe–Mn–C) и толщиной от 0.9 до 15 мкм для керамики на основе ZrO_2 .

На поверхности трения керамических и металлокерамических композитов была зафиксирована инверсия интенсивностей пиков входящих в их состав фаз относительно исходного состояния со случайной ориентацией кристаллической решетки. Для керамики после испытания на трение наблюдается непрерывное увеличение отношения интенсивностей пиков (004) и (400) тетрагональной фазы с ростом глубины анализируемой области до 15 мкм. Для мелкокристаллического слоя на поверхности трения керамики толщиной 1–2 мкм было характерно отсутствие рентгенографической текстуры относительно исходного состояния. Кроме этого, в таком слое были обнаружены рентгеновские пики, соответствующие Fe_2O_3 , и повышенное содержание кубической фазы диоксида циркония.

В отличие от керамических композитов на основе диоксида циркония для поверхности композитов $\text{WC}-(\text{Fe}-\text{Mn}-\text{C})$ инверсия интенсивностей пиков карбида вольфрама наблюдалась во всем анализируемом диапазоне толщин поверхностного слоя (от 0.6 до 6.5 мкм), что было обусловлено интенсивной пластической деформацией (относительно исходного состояния) частиц карбида вольфрама.

Наблюдающиеся структурные изменения исследуемых композитов (микроискажения и параметры кристаллической решетки, области когерентного рассеяния) обсуждаются с точки зрения дифференцированных по микрокристаллической структуре слоев композитов, возникающих на поверхности в процессе трения.

Эволюция структуры поверхностных слоев и износостойкость трансформационно-упрочненных керамических и металлокерамических композитов в условиях трения скольжения

*Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Севостьянова И.Н.,
Гнюсов С.Ф., Кульков С.Н.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
savnick@ispms.tsc.ru

В работе методами рентгеноструктурного анализа, оптической и сканирующей электронной микроскопии изучена структура поверхностного слоя трансформационно-упрочненных керамических материалов на основе диоксида циркония и металлокерамических композитов $\text{WC}-(\text{Fe}-\text{Mn}-\text{C})$ при трении по стали при скоростях скольжения 1–37 м/с и приложенном давлении 5 МПа.

Вклад мартенситного превращения в свойства композитов изменяли для керамики, на основе диоксида циркония, спекая образцы разного среднего размера зерен тетрагональной фазы (от 0.2 до 4 мкм), а для WC-(Fe-Mn-C) — изменяя концентрацию растворенного марганца в стальной связке (от 4 до 20 вес. %).

Показано, что при низких скоростях скольжения (1–2 м/с) все изученные композиты имеют низкие величины интенсивности изнашивания, а сам процесс износа контролируется мартенситным превращением из метастабильной высокотемпературной фазы в стабильную низкотемпературную на поверхности трения. При таких режимах поверхность трения всех композитов имеет бороздчатый рельеф, обусловленный процессами микрорезания. Для всех исследуемых композитов WC-(Fe-Mn-C) установлено, что с ростом скорости от 1 до 4 м/с глубина, на которую в связке и карбиде вольфрама происходят измельчение структуры и фазовый $\gamma \rightarrow \alpha$ -переход, увеличивается от 20–40 до 60–100 мкм соответственно.

При увеличении скорости скольжения от 1 до 4 м/с в керамике на основе диоксида циркония происходило увеличение значений интенсивности изнашивания, а при дальнейшем увеличении скорости до 37 м/с происходило ее уменьшение до значений характерных для низких скоростей скольжения, что было обусловлено сменой механизмов изнашивания от режима адгезионного износа при скорости скольжения 4 м/с до режима формирования на поверхности трения керамики квазижидкой пленки, возникшей в результате плавления и окисления стального контртела при высоких скоростях скольжения.

Показано что при увеличении скорости скольжения одновременно с уменьшением интенсивности изнашивания уменьшаются масштабы пространственной сетки трещин на поверхности трения керамики. Рентгеноструктурным методом показано, что на поверхности трения керамики соотношение интенсивностей пиков в дублете (002)–(200) тетрагональной модификации диоксида циркония обусловлено образованием текстуры с преимущественной ориентацией кристаллитов с осью с решетки перпендикулярно поверхности трения.

Показано, что при трении композита WC-(Fe-Mn-C) в диапазоне скоростей скольжения от 10 до 37 м/с на поверхности трения происходит фрагментация материала, при этом с увеличением скорости происходит изменение структуры приповерхностных областей. При скоростях от 10 до 20 м/с состав поверхности трения не отличается от исходного композита, а после скоростей скольжения выше 20 м/с возникающие при трении трибослои обогащены железом, кислородом и содержат в своем составе оксид Fe_3WO_4 . Формирование Fe_3WO_4 приводит к уменьшению интенсивности изнашивания и коэффициента трения композитов.

Причина высокой износостойкости трансформационно-упрочненных керамических и металлокерамических композитов в работе дискутируется с точки зрения эволюции структуры поверхностных слоев.

Формирование поверхностных слоев в композитах WC–(Fe–Mn–C) после сухого трения по стали в широком диапазоне скоростей скольжения

Севостьянова И.Н., Савченко Н.Л., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, sevir@ispms.tsc.ru

В настоящей работе представлены результаты исследования структуры поверхностей трения и триботехнических характеристик композитов WC–(Fe–Mn–C), после скольжения по стальному диску в диапазоне скоростей скольжения от 1 до 37 м/с и приложенного давления 5 МПа. Установлено, что композит WC–80Г4, имеющий в составе 4 вес. % Mn, более износостоек при малых скоростях и высоких скоростях скольжения, по сравнению с WC–80Г20, имеющим в составе 20 вес. % Mn.

В работе показано, что причиной более высокой износостойкости композита WC–80Г4 при низких (1–2 м/с) и высоких (30–37 м/с) скоростях скольжения является фазовое состояние металлической связки. Связка композита WC–80Г4 состоит из метастабильного аустенита (γ -фаза) и α -мартенсита закалки. В процессе трения в такой матрице происходит образование α -мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности. Повышение износостойкости происходит за счет того, что на мартенситное превращение расходуется часть энергии внешнего воздействия, и меньшая часть ее идет на разрушение.

Независимо от скорости скольжения в поверхностном слое композитов происходит уменьшение областей когерентного рассеяния и увеличение микроискажений кристаллической решетки карбида вольфрама и связки, что свидетельствует об интенсивной пластической деформации структурных составляющих композитов.

В диапазоне скоростей скольжения 10–37 м/с формирующиеся на поверхности трения трибослои обогащены железом и содержат в своем составе оксид Fe_3WO_4 . При этом объемное содержание $FeWO_4$ и на поверхности трения, и в осколках износа для композита WC–80Г4 заметно выше, чем для WC–80Г20 (при одинаковых скоростях скольжения). Формирование на поверхности трения Fe_3WO_4 коррелирует с понижением значения коэффициента трения и понижением значения интенсивности изнашивания композита, а сами композиты WC–(Fe–Mn–C) ведут себя как самосмазывающиеся в условиях высокоскоростного трения.

Повышение пластичности мартенситно-старееющих сталей при ионной бомбардировке поверхностного слоя

Сергеев О.В., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Попова Н.А.¹, Козлов Э.В.¹

Институт физики прочности и материаловедения, Томск, 634021, Россия,
tehnovak@ispms.tsc.ru

¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия

Мартенситно-старееющие стали — это класс высокотехнологичных конструкционных материалов, обладающих уникальным сочетанием механических свойств: высокой прочностью при достаточной пластичности и вязкости, высоким сопротивлением малым пластическим деформациям, хрупкому и усталостному разрушению. Основу мартенситно-старееющих сталей составляют безуглеродистые сплавы Fe с Ni (8–20 %). Для протекания процесса старения в мартенсите сплавы дополнительно легируют Co, Mo, Ti, Al, Cr и другими элементами. Высокая прочность мартенситно-старееющих сталей достигается, главным образом, старением мартенсита, при котором происходит образование сегрегаций, метастабильных и стабильных фаз типа Fe₃Mo, Ni₃Mo, Ni₃Ti, Ni₃Al, NiAl, Ti₃Al и т.п. К сожалению, наблюдаемое значительное повышение прочности сопровождается существенным снижением пластичности материала, что в значительной мере ограничивает области использования этой высокопрочной стали. В связи с этим актуальным направлением для расширения областей применения этой перспективной стали является разработка способов повышения ее пластичности при сохранении высоких значений достигнутых прочностных показателей. Целью данной работы является исследование условий повышения пластичности мартенситно-старееющих сталей методом ионной бомбардировки поверхностного слоя.

При обработке поверхностного слоя мартенситно-старееющих сталей, широко применяемых в атомном машиностроении, высокоэнергетическими пучками некоторых видов ионов обнаружено не только повышение предела прочности σ_B на 15–25 %, но и увеличение пластичности δ на 10–14 %. Изучение зависимости величины прироста δ от дозы облучения показывает, что она имеет экстремальный характер с максимумом при дозе $\sim 2 \cdot 10^{17}$ см⁻². Если проводить старение ионно-обработанных образцов при различных температурах в интервале от 100 до 250 °С, можно видеть, что температурная зависимость прироста δ также имеет экстремальный характер с максимумом при температуре старения 190 °С. Величина эффекта пластификации сталей за счет обработки ионными пучками зависит от исходного структурно-фазового состояния сталей.

Установлено методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, что возрастание пластичности мартенситно-старееющей стали при ионно-пучковой обработке обусловлено действием нескольких факторов: удалением микротрещин в поверхностном слое; значительным измельчением в нем зеренной структуры; уменьшением размеров частиц второй фазы в результате распада крупных частиц интерметаллидов и образования тонкодисперсных частиц боридов; полным растворением пластинчатых выделений фазы Co_2Ti по границам мартенситных кристаллов, вызывавших в исходной стали зарождение и развитие микротрещин. Действие всех этих факторов приводит к уменьшению вероятности образования микротрещин в поверхностном слое и торможению последующего развития их в магистральную трещину при повышении приложенных напряжений при деформации образцов, что, соответственно, повышает пластичность материала.

Моделирование локальной адгезионной прочности на сдвиг слоев биметаллического соединения с промежуточным плакирующим слоем

Смирнов С.В., Мясникова М.В., Пугачева Н.Б.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, 620049, Россия,
marina@imach.uran.ru

Разработана методика для исследований локальной адгезионной прочности на сдвиг слоев в биметаллических деталях по результатам физических экспериментов и конечно-элементного моделирования процесса вдавливания индентора в зону промежуточного плакирующего слоя на границе соединения слоев биметалла.

Для испытаний использовали плоские образцы из заготовок, полученных методом совместной прокатки листов из алюминиевого сплава АМг6 и коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т с покрытием из алюминиевого сплава АД1. Испытание заключалось во внедрении индентора Виккерса при разных нагрузках в зону промежуточного плакирующего слоя, когда одна из диагоналей индентора параллельна линии сцепления, а другая перпендикулярна. Установлено, что деформационный рельеф на поверхности шлифа образуется за счет выдавливания вверх части металла плакирующего слоя. При этом профиль выдавленного участка представляет собой дугообразный купол с вертикальными ступеньками на границах слоя и соединяемых участков. Полагали, что высота ступеньки при фиксированной глубине внедрения индентора зависит от наличия возможности относительного смещения слоев биметалла после

нарушения адгезионных связей, но не определяет непосредственно предел прочности на сдвиг.

При конечно-элементном моделировании соединение задавали в виде трех пластин, центральная из которых представляет собой плакирующий слой. Границы соединения слоев рассматривали как контактные пары с возможностью относительного смещения. Полагали, что полная величина сдвигового напряжения при индентировании складывается из величины локальной адгезионной прочности на сдвиг и напряжения трения по Кулону при скольжении слоев относительно друг друга после отрыва. Из испытаний на растяжение образцов определяли среднюю величину предела адгезионной прочности на сдвиг всего соединения в целом, при которой впоследствии решали ряд задач с варьированием величины коэффициента трения в вероятном диапазоне изменения. Сравнивая экспериментальные и расчетные данные по величине ступенек, подобрали фактические значения коэффициентов трения на границах соединения слоев, при которых варьировали величину локальной адгезионной прочности и построили диаграммы зависимости высоты ступеньки от глубины внедрения индентора при разных значениях локальной адгезионной прочности на сдвиг. Работа выполнена в рамках междисциплинарного проекта УрО РАН № 09-М-13-2001.

Влияние наноструктурирования поверхностного слоя высокопрочной стали 38ХНЗМФА перед нанесением защитного покрытия на основе Fe₄N на ее стойкость к водородному износу

*Сунгатулин А.Р., Сергеев В.П., Воронов А.В.,
Федорищева М.В., Сергеев О.В.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
retc@ispms.tsc.ru

Расширение области применения полимеров, а также увеличение удельных нагрузок на детали узлов трения машин и механизмов делают актуальной задачу повышения износостойкости металло-полимерных пар трения. Актуальность применения поверхностного упрочнения связана с тем, что около 90 % случаев выхода из строя деталей машин при эксплуатации вызвано повреждением их поверхности в результате развития процессов изнашивания и усталости. Для соответствия эксплуатационным требованиям такие покрытия должны сочетать следующие свойства: высокую твердость, низкий коэффициент трения и повышенную термическую стабильность. Технические характеристики таких пар трения зависят не только от физико-механических свойств материалов, применяемых для их изготовления, но и от морфологии и структурно-

фазового состояния поверхностного слоя, который можно модифицировать с помощью нанесения покрытий и предварительного наноструктурирования поверхностного слоя материала перед нанесением покрытия.

Целью настоящей работы является исследование влияния наноструктурирования поверхностного слоя высокопрочной стали 38ХНЗМФА перед нанесением защитного покрытия на основе Fe₄N на триботехнические свойства при работе в паре трения с полиамидом ПА-66 в условиях водородного изнашивания. Наноструктурирование поверхностного слоя и осаждение покрытий проводили на вакуумной установке типа «Квант» методом магнетронного распыления в импульсном режиме и с использованием дугового испарителя. Испытания на трение и износ образцов с покрытиями проводили на машине 2070СМТ-1 по схеме «вращающийся диск (контртело из полиамида ПА-66) – неподвижная колодка (исследуемый образец)». Рентгеноструктурный анализ покрытий проводили с помощью дифрактометра ДРОН-7. Микротвердость определяли, применяя нанотвердомер NanoHardnessTester, CSM.

Обнаружено влияние наноструктурирования поверхностного слоя на изменение кинетики износа металлополимерной пары трения. Показано, что величина эффекта зависит не только от вида покрытий, но и от режима и условий наноструктурирования. На основе данных о нанотвердости покрытий, а также о структурно-фазовом и элементном составе покрытий и поверхностного слоя стали, определенных с помощью рентгеноструктурного метода и масс-спектрометрии вторичных ионов, обсуждаются возможные механизмы установленных зависимостей изменения износостойкости. Наноструктурирование поверхностного слоя и состав покрытия оказывают существенное влияние на процессы, протекающие на контактных площадках пары трения «сталь 38ХНЗМФА – полиамид ПА-66». Относительно низкий уровень контактных и тепловых нагрузок в сочетании с более высокой стойкостью покрытия к трещинообразованию является одной из причин повышения износостойкости металло-полимерной пары трения.

Влияние длительности азотирования на характер трещинообразования при растяжении образцов азотированного никелида титана

Тимкин В.Н., Лотков А.И., Гришков В.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
timk@ispms.tsc.ru

При обработке образцов сплава Ti_{49,8}Ni_{50,2} (ат. %) в азотсодержащей плазме тлеющего разряда длительностью от 1 до 4 ч одновременно с

нитридным слоем на поверхности материала формируется широкая диффузионная зона, в составе которой присутствует сдвиgoneустойчивая B2-фаза TiNi. Концентрация атомов Ni в B2-фазе TiNi плавно изменяется по сечению диффузионной зоны и с увеличением длительности азотирования до 4 ч достигает вблизи поверхности ~52 ат. %. Увеличение содержания атомов Ni в B2-фазе смещает температуру начала мартенситного превращения от 350 К (в исходном сплаве) в область температур ниже 300 К, обуславливая возможность реализации деформационных мартенситных превращений в диффузионной зоне при последующем деформировании азотированных образцов.

Металлографические исследования азотированных образцов после деформации растяжением до их разрушения выявили существенные различия типа микротрещин и закономерностей релаксации напряжений вблизи них, связанные с изменением структурно-фазового состояния диффузионной зоны при увеличении длительности азотирования.

Обнаружено, что в азотированных сплавах на стадии развития пластического течения формируется квазипериодическая система микротрещин двух типов: T1 и T2. Микротрещины T1, возникающие на более ранних стадиях деформирования, локализованы в промежутках между микротрещинами T2. Глубина их проникновения ограничена нитридным слоем δ -TiN. Вблизи микротрещин T1 обнаруживается только тонкий микрорельеф, обусловленный развитием полос микролокализации деформации.

Аналогичные полосы микролокализации деформации формируются и вблизи микротрещин T2 после 1 ч азотирования. Вблизи вершин микротрещин T2 на всю глубину диффузионной зоны формируется концентрический микрорельеф, круговая симметрия которого отражает симметрию полей внутренних напряжений. В области этого микрорельефа также видны полосы микролокализации деформации и пластиноподобные колонии кристаллитов мартенситной фазы B19', возникших в результате реализации деформационного мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19'$.

Увеличение содержания атомов Ni в B2-фазе TiNi вблизи поверхности до 52 ат. % при увеличении длительности азотирования до 4 ч обуславливает ее значительное упрочнение. Микротрещины, возникающие после деформации этих образцов, прямолинейны или имеют вид ломаной линии с резко выраженной угловой формой профиля в плоскости шлифов. Наблюдаются достаточно большие участки поверхности шлифов между микротрещинами T2, в которых полосы микролокализации деформации и мартенситный рельеф отсутствуют, что говорит о снижении пластических свойств и затрудненности реализации деформацион-

ного мартенситного превращения В2 → В19' в диффузионной зоне в процессе нагружения длительно азотированных образцов.

Свойства слоя структурных изменений, возникающих в зоне скользящего контакта под действием электрического тока

Фадин В.В.¹, Алеутдинова М.И.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
634021, Россия, aleut@ispms.tsc.ru

² Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск, Россия

Нагружение материала трением, как правило, приводит к структурным изменениям в поверхностном слое вследствие высокой плотности механической энергии. Структурные изменения в материале поверхности трения происходят более интенсивно при протекании электрического тока повышенной плотности без смазки. Возникающие вторичные структуры влияют на наиболее важные свойства контакта — электропроводность и износостойкость поверхностного слоя. Кроме того, изменение структуры материала поверхностного слоя ведет к изменению его характеристик, в частности, удельного электросопротивления, твердости и механической прочности. Важным условием создания контакта с малым электросопротивлением является наличие малого удельного электросопротивления контактирующих материалов. Представляет интерес найти способ оценки численного значения удельного электросопротивления слоя вторичных структур.

Цель настоящей работы — получение представления о возможности создания скользящего контакта с малым электросопротивлением при повышенной контактной плотности тока без смазки по оценочным значениям удельного электросопротивления слоя вторичных структур.

Порошковые модельные композиты имели состав по шихте (об. %): Cu + 10 % графит + 70 % К(ТiС) (композит 1), где К(ТiС) — микрогетерогенный материал TiC + 20 % Cu + 20 % Г13; Cu + 10 % графит + 70 % ШХ15 (композит 2), где ШХ15 — подшипниковая сталь ШХ15, переработанная из шлифовального шлама подшипникового производства; Cu + 10 % графит + 70 % Г13 (композит 3), где Г13 — сталь Гадфильда (13 % Mn). Образцы спекали в вакууме при температуре 1100 °С в течение 2 ч. Удельное электросопротивление композитов определено методом амперметра-вольтметра. Триботехнические испытания проведены в условиях скользящего токосъема без смазки при давлении 0.13 МПа, скорости скольжения 5 м/с в течение 30 мин на машине трения СМТ-1. На-

гружение осуществлено по схеме «вал-колодка». Контртелом служили сталь 45 (50 HRC) и молибден.

Под действием тока в материалах, имеющих различную основу, образуется слой вторичных структур, имеющих твердость более высокую, чем твердость первичной структуры. При повышении плотности тока уменьшается электросопротивление зоны трения, но при трении с плотностью тока в пределах 200–300 А/см² резко увеличивается. Это указывает на начальную стадию катастрофического изнашивания, которая реализуется в этом диапазоне плотности тока независимо от фазового состава контактирующих материалов. Можно предположить, что при любых других фазовых составах электросопротивление контакта значительно не уменьшится. Это предположение отчасти подтверждается высокими значениями удельного электросопротивления слоя вторичных структур, которое получено из выражения

$$\rho_1 = 4r_1(n/\pi)^{0.5}(N/HB_1)^{0.5} - \rho_2,$$

где ρ_1, ρ_2 — удельное электросопротивление слоя вторичных структур и контртела соответственно; N — нагрузка на образец; HB_1 — твердость слоя вторичных структур; n — количество пятен контакта; r_1 — сопротивление непосредственного контакта. Полученные значения ρ_1 сравнимы со значениями удельного сопротивления известных графитов и электрографитов. Полученные результаты позволяют сделать общий вывод — вторичные структуры, формирующиеся при скольжении металлических композитов с повышенной плотностью тока, имеют большое удельное электросопротивление и не способны заметно уменьшить сопротивление непосредственного контакта. В заключение можно отметить, что уменьшать контактное сопротивление надо не простым изменением фазового состава токоъемных материалов, но искать другие способы, например, за счет увеличения площади фактического контакта.

Исследование ионно-плазменных нитридных покрытий, полученных распылением композиционных порошковых катодов Ti–Al–Si

Фирсина И.А., Прибытков Г.А., Степанов И.Б.¹, Додорин К.Ю.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
Iris1983@yandex.ru

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

С применением многокомпонентных порошковых распыляемых катодов открываются совершенно новые возможности улучшения харак-

теристик ионно-плазменных покрытий при одновременном упрощении и удешевлении технологии. Масштаб неоднородности химического состава в таких катодах не превышает десятка микрометров. При вакуумно-дуговом распылении композиционного порошкового катода из-за высокой температуры вакуумной дуги происходит одновременное испарение всех элементов, находящихся в области катодного пятна на поверхности катода. В результате содержание титана, алюминия и кремния в плазме дугового разряда и в осажденном покрытии должно соответствовать их содержанию в катоде. Использование многокомпонентных катодов позволяет также повысить стабильность процесса распыления и однородность генерируемой плазмы, что улучшает качество нитридных покрытий.

Были проведены исследования свойств покрытий, полученных вакуумно-дуговым распылением экспериментальных спеченных катодов Ti–Al и Ti–Al–Si. Эти исследования были проведены совместно с партнерами из Томского политехнического университета, Института сильноточной электроники СО РАН (г. Томск) и Омского НИИ технологии и организации производства двигателей. Так как конструкция и технологические возможности оборудования для нанесения ионно-плазменных покрытий, используемого вышеуказанными организациями, отличаются, то можно сравнить и оценить степень влияния различных технологических параметров на свойства покрытий.

Исследовано структурное состояние и элементно-фазовый состав покрытий в зависимости от напряжения смещения. Проведена оценка влияния тока разряда на состав генерируемого плазменного потока при очистке многокомпонентной плазмы от микрокапельной фракции, влияния тока разряда на термодинамическое равновесие на поверхности катода в зависимости от высоты катода и времени осаждения. Проведены исследования шероховатости покрытий, осажденных из очищенной от капель плазмы и без применения плазменного фильтра, а также трибологические испытания покрытий. Исследована адгезионная прочность в зависимости от толщины покрытия и амплитуды постоянного и импульсного потенциала смещения. Получены данные о скорости осаждения в зависимости от потенциала смещения, коэффициента заполнения импульсов k и давления реакционного газа (азота). Измерена микротвердость в зависимости от величины напряжения смещения и тока дуги. Проведено сравнительное исследование остаточной деформации покрытий, полученных при испарении в азоте катода из чистого титана и катода Ti–Al. Установлено, что вакуумно-дуговые покрытия AlTiN и AlTiSiN, полученные распылением спеченных композиционных катодов в среде азота, обладают повышенными физико-механическими, химиче-

скими и триботехническими свойствами по сравнению с покрытиями, полученными распылением титана.

Проведены сравнительные испытания стойкости концевых фрез из сплава К-30 с покрытием и без покрытия по методу фрезерования уступа на ООО «Томский инструментальный завод». Испытание показали двукратное увеличение стойкости инструмента.

Покрытия были подвергнуты специальным испытаниям с целью выяснения возможности их использования в качестве защитных покрытий на лопатки компрессора газотурбинного двигателя. Для этого проведены коррозионные испытания, испытания на жаростойкость, на эрозионную стойкость. Установлено, что введение кремния в состав покрытий AlTiN оказывает положительное влияние на стойкость исследованных нитридных покрытий. По результатам исследования и испытаний покрытий сделан вывод о перспективности применения композиционных катодов Ti–Al–Si для нанесения вакуумно-дуговых защитных покрытий на лопатки компрессора газотурбинного двигателя.

Для достижения максимального положительного эффекта в конкретных условиях эксплуатации покрытий требуются дополнительные исследования с целью оптимизации вышеуказанных технологических параметров процесса нанесения покрытий.

Создание металлокерамических защитных слоев на поверхности конструкционных сталей

*Шаркеев Ю.П., Ковалевская Ж.Г., Белявская О.А.,
Толмачев А.И., Уваркин П.В.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, 634021, Россия, sharkeev@ispms.tsc.ru

Известно, что при введении в рабочую зону узлов трения минеральных порошкообразных добавок происходит залечивание очагов износа, снижение коэффициента трения и, как следствие, повышается ресурс работы машин и механизмов. Данный способ восстановления изношенных поверхностей деталей машин в процессе эксплуатации используется при применении ремонтно-восстановительных составов. В основе технологии ремонтно-восстановительных составов лежит использование геоактивирующего материала — серпентина. Серпентин — природный минерал из группы магнезиево-железистых гидросиликатов, который, попадая в зону трения, в условиях локального нагрева взаимодействует с атомами железа поверхностного слоя детали с образованием покрытия.

Авторами исследуется способ ультразвуковой финишной обработки поверхности конструкционной стали с введением в зону обработки геоактивирующего материала с целью получения на поверхности изделий упрочненных поверхностных слоев. Для создания на поверхности образцов металлокерамического слоя была составлена смесь с оптимальным соотношением компонентов: 80 об. % серпентина, 20 об. % связующей, состоящей из веретенного масла и канифоли. При большем содержании связующей смесь излишне жидкая, а при меньшем содержании связующей происходит налипание материала на инструмент. Обрабатываемые образцы — тела вращения из стали 60. Подобраны режимы ультразвуковой обработки поверхности стали с введением в зону деформации геоактивирующего материала. Исходное состояние поверхности получено токарной обработкой с шероховатостью $Ra = 1.8\text{--}2.3$ мкм. Ультразвуковая обработка проводилась с использованием генератора мощностью 200 Вт, амплитуда колебаний индентора составляла 10 мкм, скорость вращения образцов — 125 об./мин, скорость подачи — 0.05–0.2 мм/об., количество проходов инструмента — 1–5. По результатам исследования морфологии и микротвердости полученных поверхностных слоев сделано заключение, что введение в зону деформации геоактивирующего материала меняет условия взаимодействия индентора и обрабатываемой поверхности, увеличивая количество проходов инструмента без перенаклепа до 5 вместо 1–2 при обычном способе ультразвуковой финишной обработки.

Для изучения процесса взаимодействия геоактивирующего материала с поверхностью стали с помощью калориметрического анализа исследовано влияние температуры на изоморфные превращения, происходящие в исследуемом материале при взаимодействии с поверхностью стального изделия. Для этого проведена оценка потери веса и количества поглощаемого тепла навесок исследуемых материалов в процессе нагрева в интервале температур от 25 до 1400 °С. Исследуемыми материалами были серпентин, технически чистое железо и смесь серпентина и технически чистого железа. Сделано заключение о том, что для изоморфного превращения серпентина в металлокерамический материал требуется нагрев до температур не ниже 600 °С.

Таким образом, установлено, что при введении в зону ультразвуковой финишной обработки геоактивирующего материала меняются условия взаимодействия индентора и поверхностного слоя детали. Показано, что для формирования металлокерамического слоя на поверхности стали при ультразвуковой финишной обработке температура в зоне контакта должна превышать 600 °С.

Роль напряжений на границе раздела «пленка – подложка» в деградации многослойных структур при термическом нагружении

Шугуров А.Р., Панин А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
shugurov@ispms.tsc.ru

Механическое поведение границы раздела «пленка – подложка» является одним из ключевых факторов, определяющих характер деформации и разрушения многослойных тонкопленочных структур. Жесткая связь между пленкой и подложкой обуславливает необходимость совместности их деформаций, что приводит к переносу напряжений от подложки к пленке, а также к развитию сдвиговых напряжений на границе раздела между ними. Поскольку граница раздела не является атомно-гладкой, то ее неплоскостность способствует возникновению локальных растягивающих и сжимающих напряжений нормальных к границе раздела. В результате, деформация границы раздела «пленка – подложка» всегда представляет собой комбинацию I и II мод деформации. Конкуренция между этими модами обуславливает различные виды деформации и разрушения тонких пленок. Данная работа посвящена рассмотрению механизмов деградации тонкопленочных структур при термическом воздействии, вызванных релаксацией напряжений в системе «пленка – подложка».

На примере упругого гофрирования тонких металлических пленок на вязкоупругом полимерном подслое выявлены закономерности когерентной деформации многослойных структур при термическом нагружении. Гофрирование системы «пленка – подложка», обусловленное релаксацией сжимающих напряжений, аналогично эйлеровской неустойчивости упруго-напряженного стержня. Оно начинается с локальной потери устойчивости в точках высокой кривизны границы раздела «пленка – подслоя» вследствие развития нормальных и касательных напряжений. Дальнейшая эволюция гофра определяется релаксацией данных напряжений, периодически распределенных вдоль волнистой границы раздела, что обуславливает рост высоты и длины волны складок на поверхности металлических пленок. Установлено, что в зависимости от вязкоупругих свойств полимерного подслоя, последний либо стабилизирует гофр определенной длины волны и высоты, либо способствует формированию многоуровневой складчатой структуры.

Изучены особенности деформации и разрушения оксидных пленок, выращенных на поверхности алюминиевых сплавов методом термического оксидирования. Показано, что эволюция рельефа поверхности ис-

следованных сплавов в процессе окисления определяется конкуренцией между различными механизмами релаксации упругих сжимающих напряжений в оксидной пленке. На начальной стадии оксидирования преобладает упругое гофрирование оксидных пленок, сопровождающееся когерентной вязкопластической деформацией подложки, которое аналогично гофрированию систем «металл – полимер». С другой стороны, сжатие пленки вызывает растяжение поверхностного слоя алюминиевой подложки и соответствующее уменьшение химического потенциала в данной области. Градиент химического потенциала приводит к возникновению диффузионного потока атомов по границам зерен, направленного из объема подложки к границе раздела «пленка – подложка». Данный механизм релаксации упругих напряжений описывается в рамках модели неустойчивости поверхности твердого тела Азаро–Тиллера–Гринфельда. Рост выступов и углубление впадин на поверхности алюминиевого сплава обеспечивает эффективную релаксацию упругих напряжений в оксидной пленке, что приводит к исчезновению гофра. Установлено, что вклад каждого из рассмотренных механизмов существенно зависит от длительности термического воздействия.

Показано, что периодическое распределение напряжений и деформаций вдоль волнистой границы раздела «пленка – подложка» может вызывать перераспределение химических элементов в тонкопленочных структурах при повышенной температуре. Так, в процессе отжига пленок Cu на подложке Si и покрытий SiAlN на подложке Cu нормальные сжимающие напряжения усиливают взаимную диффузию атомов Cu и Si, приводя к формированию кристаллитов Cu_3Si , а растягивающие тангенциальные напряжения способствуют поступлению атомов к месту образования силицида. При оксидировании алюминиевых сплавов напряжения также вызывают восходящую диффузию атомов Mg из объема сплава к границе раздела «оксид – металл» и его накопление в вершинах складчатого рельефа.

**Секция 6.
Материалы конструкционного,
функционального и медицинского
назначения. Диагностика
материалов**

Теоретическое изучение атомной и электронной структуры границ раздела «металл – сплав»

*Бакулин А.В.¹, Мельников В.В.^{1,2}, Заполска Е.³, Хон Ю.А.²,
Кулькова С.Е.^{1,2}*

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

³ Руанский университет, Руан, 76801, Франция

Явления на границах раздела являются определяющими для многих технологических процессов, поэтому они достаточно интенсивно исследуются в последние годы теоретическими методами, которые позволяют вскрыть природу адгезии и достичь понимания влияния легирующих примесей на механизмы упрочнения на границах раздела. В настоящей работе проведено сравнительное изучение атомной и электронной структуры границ раздела Cr/NiAl и Ni/NiAl. Атомная и электронная структура границ раздела (001) и (110) «металл – сплав» рассчитывалась методом псевдопотенциала в плоско-волновом базисе с обменно-корреляционным функционалом в приближении локальной плотности.

Таблица 1

Энергия адгезии (в Дж/м²) для границ раздела Me/NiAl(001) и (110). Результаты для немагнитного расчета даны в скобках, числа обозначают число атомных слоев в пленках металла и сплава

| Me(001)/NiAl(001) | Me – Al | Me – Ni |
|--------------------------|----------------|----------------|
| Cr3/NiAl5/Cr3 | 5.41 | 5.76 |
| Cr3/NiAl7/Cr3 | 5.45 | 5.71 |
| Cr5/NiAl7/Cr5 | 5.50 | 5.71 |
| Cr5/NiAl8 | 5.49 | 5.70 |
| Ni3/NiAl5/Ni3 | 6.05 (6.33) | 5.51 (5.80) |
| Ni5/NiAl7/Ni5 | 6.08 | 5.60 |
| Ni5/NiAl8 | 6.07 | 5.58 |
| Me(110)/NiAl(110) | Cr–NiAl | Ni–NiAl |
| Me5/NiAl7 (H) | 5.15 | 4.69 |
| Me7/NiAl7 (H) | 5.16 | |
| Me7/NiAl7 (T) | 2.90 | |
| Me5/NiAl7/Me5 (H) | 5.04 | 4.79 |

Для расчета атомной структуры границ раздела использовалась модель многослойных повторяющихся пленок, содержащих металл и сплав разделенных промежутком вакуума не менее 1 нм, чтобы исключить взаимодействие между металлическими поверхностями. Проведены оценки поверхностных и интерфейсных энергий, а также идеальной энергии адгезии на двух разно-ориентированных границах раздела «металл – сплав» (табл. 1). Обсуждаются структурные и электронные свойства границ раздела. Показано, что граница раздела с интерфейсными Cr-Ni-слоями является более стабильной, чем с Cr-Al-слоями, тогда как противоположная тенденция наблюдается на границе раздела Ni/NiAl(001).

Распределение полной валентной зарядовой плотности и разности зарядовой плотности ($\Delta\rho = \rho_1 + \rho_2 - \rho_{12}$, где ρ_1 и ρ_2 — зарядовые плотности сплава и металлической пленки соответственно, а ρ_{12} — полная зарядовая плотность системы «сплав – металл») на двух границах раздела (001) и (110) указывает на преимущественно металлический тип связи с ковалентной составляющей на изученных интерфейсах. Сильная связь на границе раздела (001) определяется также тем фактом, что во взаимодействие вовлечены металлы вторых от интерфейса слоев. Уменьшение энергии адгезии на границе раздела (110) связано как с уменьшением реактивности поверхности NiAl(110) по сравнению с (001), так и с увеличением расстояний между поверхностями сплава и металлов в области контакта. Анализируются особенности плотностей электронных состояний интерфейсных атомов, а также их магнитные свойства. В целом увеличение энергии адгезии и уменьшение интерфейсной энергии на границах раздела «металл – сплав» могут способствовать уменьшению хрупкости композитных материалов на основе интерметаллического сплава NiAl.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 09-03-00523а), в рамках проекта ИФПМ СО РАН № III.20.2.1. Расчеты проводились на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.

Природа изменения пластичности в ряду B2-интерметаллидов TiFe → TiCo → TiNi

Батурин А.А., Лотков А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Известно, что интерметаллические соединения являются хрупкими, однако в некоторых из них наблюдается достаточно высокая пластич-

ность. Например, в ряду $TiFe \rightarrow TiCo \rightarrow TiNi$ первое соединение хрупкое, а последнее пластичное. Причем в этом ряду происходит увеличение параметра решетки и уменьшение температуры Дебая. Это позволило авторам [1] сделать предположение, что в основе изменения пластичности лежит изменение характера химической связи при переходе от $TiFe$ к $TiNi$. Было предположено, что в первом соединении преобладают направленные ковалентные связи, а в последнем заметную роль играет металлическая составляющая сил связи, что и обуславливает высокую пластичность $TiNi$. Последующими расчетами электронной структуры обоснованность этого предположения была подтверждена [2].

Экспериментальную проверку данного предположения об изменении характера химической связи в указанном выше ряду можно осуществить из анализа изменения импульсного спектра электронов. В данной работе на основе анализа комптоновских профилей, взятых из литературы для $TiFe$ и $TiNi$, и кривых углового распределения аннигиляционных фотонов, полученных авторами для чистых металлов Ti , Fe , Co , Ni , а также для $TiFe$, $TiCo$ и $Ti_{50}Ni_{25}Co_{25}$, представлена эволюция электронной структуры при увеличении средней электронной концентрации от 6 до 7 эл./ат. Изменение импульсного спектра электронов при сплавлении оценивалось по формуле:

$$N(\theta) = \{N_{TiMe}(\theta) - [C_{Ti}N_{Ti}(\theta) + C_{Me1}N_{Me1}(\theta) + C_{Me2}N_{Me2}(\theta)]\},$$

где выражение в квадратных скобках представляет модельный импульсный спектр $N_{\text{мод}}(\theta)$ сплава $TiMe$ или $Ti(Me_1, Me_2)$ по данным спектров чистых компонентов, т.е. без учета изменения электронной структуры Ti и Me при сплавлении, где C_{Ti} , C_{Me1} и C_{Me2} — атомные концентрации соответствующих компонентов в изоструктурных соединениях. Из сравнения эксперимента с оценками на основе модели следует, что при сплавлении Ti и Me с образованием интерметаллида $TiMe$ основные изменения претерпевают d -оболочки компонентов, что согласуется с самосогласованными зонно-структурными расчетами. При этом доля d -электронов с небольшими импульсами, которые характеризуются пространственно размытыми волновыми функциями, возрастает, а доля d -электронов с относительно большими импульсами, которые локализованы вблизи атомов, уменьшается. Электроны, занятые в ковалентных связях, сосредоточены в основном в межузельном пространстве и характеризуются в пространстве импульсов относительно низкими значениями импульсов по сравнению с электронами, локализованными возле атомов. Показано, что уменьшение $\Delta N(\theta)$ в ряду $TiFe \rightarrow TiCo \rightarrow TiCo_{25}Ni_{25}$ означает уменьшение доли электронов находящихся в межузельном пространстве, отвечающих за ковалентную составляющую сил связи.

Таким образом, при сплавлении Ti и Me (Fe , Co , Ni) в интерметаллиде происходит перераспределение электронных состояний: увеличи-

вается доля d -электронов, участвующих в ковалентных связях Ti–Me, что вызывает сжатие B2-решетки. Однако эта доля уменьшается при заполнении d -оболочки Me, что приводит к ослаблению направленных связей, уменьшению стабильности B2-структуры, а также увеличению пластичности.

Работа поддержана программами СО РАН (проект № III.20.2.2), Президиума РАН (проект № 7.2).

Литература

1. Scholl R., Larson D.J., Freise E.J. Relative ductilities of TiFe, TiCo, TiNi // J. Appl. Phys. – 1968. – V. 39. – No. 5. – P. 2186–2191.
2. Liu H.J., Ye Y.Y. Electronic structure and stability of Ti-based B2 shape-memory alloys: By LMTO-ASA // Solid State Commun. – 1998. – V. 106. – No. 4. – P. 197–202.

Керамика медицинского назначения «ZrO₂ – поли-3-оксибутират»

*Буякова С.П., Кульков С.Н., Козлова А.В.,
Молчунова Л.М., Бонарцева Г.А.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Создание композиционных материалов на основе биорезорбируемых полимеров и биосовместимых неорганических материалов является новым и активно развивающимся направлением в области создания медицинских материалов для остеосинтеза и регенерации костной ткани. Применение синтетических полимеров сопряжено с рядом трудностей, связанных с их относительно низкой биосовместимостью и развитием хронической воспалительной тканевой реакции в ответ на имплантацию полимеров. Этого недостатка в значительной мере лишены биodeградируемые и биосовместимые поли-3-оксибутират (ПГБ) и его сополимеры, получаемые биотехнологическим способом в ИНБИ РАН им. А.Н. Баха.

Цель данной работы — получение, анализ структуры и свойств пористых композиционных материалов «ZrO₂ – поли-3-оксибутират».

В работе использовался штамм-продуцент поли-3-оксибутирата *Azotobacter chroococcum* 7Б, способный синтезировать до 80 % поли-3-оксибутирата от сухого веса клеток. Штаммы выделены из ризосферы пшеницы (дерново-подзолистая почва). Коллекционные штаммы *Azotobacter* поддерживали на среде Эшби. Для достижения сверхсинтеза поли-3-гидроксибутирата в клетках культуру азотобактера выращивали на среде Берка в условиях избыточного содержания источника углерода (г/л): MgSO₄·7H₂O — 0.4; FeSO₄·7H₂O — 0.01; Na₂MoO₄·2H₂O — 0.006;

цитрат Na — 0.5; CaCl₂ — 0.1; K₂HPO₄·3H₂O — 1.05; KH₂PO₄ — 0.2; сахара — 40. Композиционные материалы «ZrO₂ – поли-3-оксибутират» получены инфильтрацией раствора поли-3-оксибутирата (1 %, молекулярная масса поли-3-оксибутирата — 450 кДа) в хлороформе в образцы керамики с последующим их высушиванием в вакууме в течение 12 ч (пропитка для каждого образца осуществлялась 6 раз). Пропитке подвергались образцы нанокристаллической керамики ZrO₂(Y₂O₃) с микропористостью ($\Theta \approx 30$ %, $\langle d \rangle = 1.5$ мкм) и образцы ZrO₂(Y₂O₃), полученные с использованием в качестве порообразователя ячеистой моделирующей матрицы ($\Theta \approx 75$ %, $\langle d \rangle = 1050$ мкм).

Исследования структуры образцов биокompозитов «ZrO₂ – поли-3-оксибутират» показали, что как для керамики с макропористостью, так и для керамики с микропористостью полимер не заполнил поровое пространство, а образовал тонкую пленку по всему объему образцов. Согласно измерениям, толщина полимерной пленки в среднем составила 0.09 мкм.

Важным обстоятельством является то, что при инфильтрации в керамический каркас полимера он сохранил способность к заполнению жидкостью. Для керамики с микропористостью разница в объеме жидкости, заполнившей образцы ZrO₂ без полимера и с полимером, к 24 ч пребывания в растворе не превышала 5 %, а для образцов керамики с макропористостью эта разница составила 3 %.

Ультразвуковой инфракрасный термографический неразрушающий контроль композиционных материалов

Вавилов В.П., Чулков А.О., Хорев В.С.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия, vavilov@tpu.ru

Одним из недостатков одностороннего теплового контроля материалов является ухудшение выявляемости дефектов с ростом глубины их залегания и уменьшения размеров, что приводит к стандартной проблеме обнаружения малых сигналов на фоне помех различной природы. В тепловом контроле эту задачу решают путем оптимизации способа нагрева объектов контроля и методов обработки данных, причем последний путь связан с необходимостью компьютерного анализа длинных последовательностей инфракрасных термограмм. В последние годы появились зарубежные исследования по стимуляции твердых тел ультразвуковым излучением сравнительно высокой (до нескольких киловатт) электрической мощности [1–3].

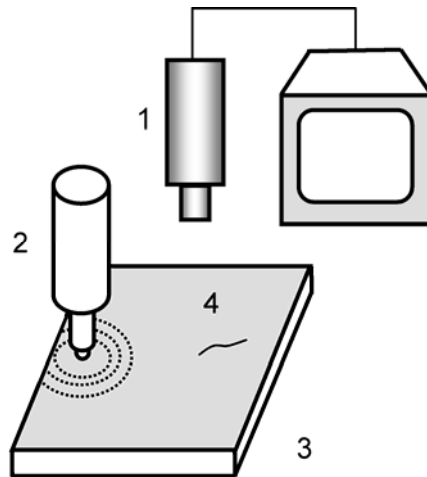


Рис. 1. Схема ультразвуковой инфракрасной термографии: тепловизор (1); источник ультразвуковой стимуляции (2); объект контроля (3); дефект (4)

Цель данной работы заключалась в экспериментальном исследовании применимости данного метода к контролю трещин ударного происхождения в композиционных материалах.

Схема экспериментальной установки представлена на рис. 1. В качестве источника ультразвука использовали магнитострикционное устройство для обработки металлов постоянным ультразвуковым излучением частотой 22 кГц и регулируемой электрической мощностью до 300 Вт (производство ИФПМ СО РАН, г. Томск). Для записи термограмм использовали тепловизор NEC Avio TH-9100 (частота смены изображений — 60 Гц, температурная чувствительность — 0.03 °С, формат кадра — 320×240). Объектами исследований являлись изделия из угле- и органопластика соответственно толщиной 3 и 12 мм, содержавшие трещины ударного характера.

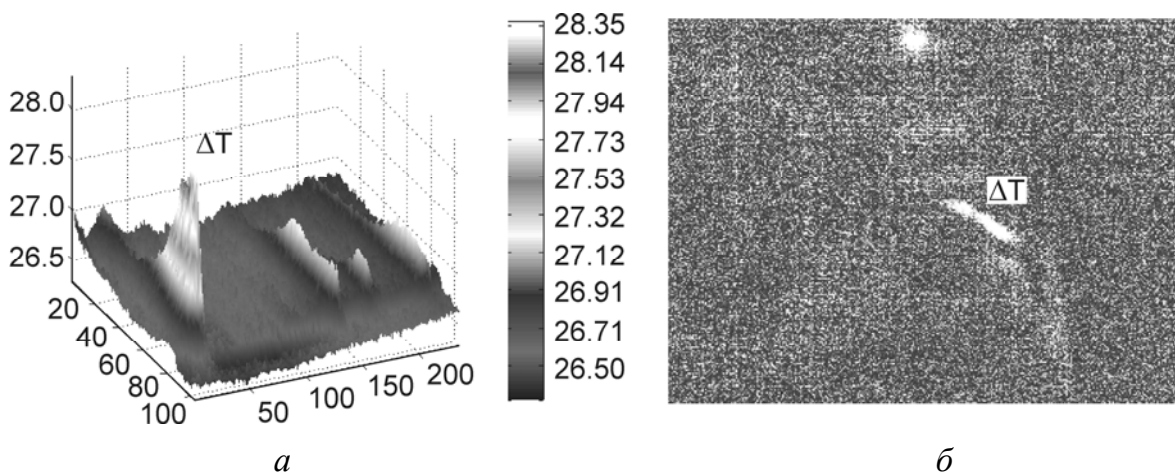


Рис. 2. Температурное поле в зоне трещин ударного происхождения в угле- (а) и органопластике (б)

Таблица 1

Зависимость температурного сигнала в зоне дефектов композиционных материалов от мощности и длительности ультразвуковой стимуляции

| Длительность стимуляции, с | Дифференциальный температурный сигнал ΔT , °С (углепластик/органопластик) | | |
|----------------------------|--|-----------|-----------|
| | 50 Вт | 150 Вт | 300 Вт |
| 5 | 3.45/2.26 | 4.04/4.09 | 2.98/4.04 |
| 10 | 3.78/4.65 | 5.9/5.36 | 4.74/4.60 |
| 15 | 4.19/3.05 | 5.19/5.37 | 3.4/5.24 |

Сущность эксперимента заключалась во вводе ультразвука переменной мощности в изделие при одновременной записи инфракрасных термограмм. Для компьютерной обработки инфракрасных термограмм использовали разработанный в Институте неразрушающего контроля ТПУ софтвер ThermoFit Pro.

Корректным показателем выявляемости дефектов служит отношение сигнал/шум, получаемое для дефектов определенного (эталонного) типа, однако на данном этапе исследований стояла задача установить связь между электрической мощностью нагрева и амплитудой температурных сигналов, поэтому очевидным информативным параметром выявляемости дефектов служила разность температур ΔT между дефектной зоной (трещиной) и соседними бездефектными зонами, где температура практически не изменялась.

Примеры экспериментальных данных приведены на рис. 2, а также в табл. 1.

Результатом исследований явился вывод о том, что величина температурных сигналов над дефектами в угле- и органопластиковых композитах, стимулируемых ультразвуком, сравнительно слабо зависит от типа материала и возрастает с увеличением продолжительности стимуляции, причем эта зависимость достигает насыщения при длительности импульса нагрева более 10–15 с. Максимальная амплитуда сигналов наблюдалась при электрической мощности на магнитоотрикторе около 150 Вт, и дальнейшее увеличение мощности не приводило к росту амплитуды.

Литература

1. Zweschper Th., Dillenz A., Busse G. Ultrasound Lock in Thermography — an NDT Method for the Inspection of Aerospace Structures // Proc. Eurotherm Seminar No. 64 «Quant. IR Thermography», Reims, France, July 18–21, 2000. — P. 212–217.

2. Favro L.D., Han X., Ouyang Z. et al. IR Imaging of Cracks Excited by an Ultrasonic Pulse // Proc. SPIE «Thermosense-XXII», 2000. – V. 4020. – P. 182–185.
3. Burke M.W., Miller W.O. Status of VibroIR at Lawrence Livermore National Laboratory. // Proc. SPIE «Thermosense-XXVI». – 2004. – V. 5405. – P. 313–321.

Влияние ультрадисперсных добавок на твердость опытных буровых пластин из вольфрамокобальтового сплава

Винокуров Г.Г., Васильева М.И., Федоров М.В.

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН,
Якутск, 677980, Россия, g.g.vinokurov@iptpn.ysn.ru

С интенсивным развитием промышленности северных регионов РФ актуальной является проблема обеспечения высокой износостойкости рабочих элементов буровой техники, состоящих из вольфрамокобальтовых сплавов и работающих при больших эксплуатационных нагрузках Севера (мерзлый грунт, горные породы, низкие температуры при запуске техники и др.).

Для повышения износостойкости порошковых материалов инструментального назначения одним из наиболее перспективных способов является использование в качестве модификаторов промышленных порошков ультрадисперсных добавок из тугоплавких металлов, карбидов, оксидов, нитридов и др. В работе [1] разработаны износостойкие порошковые составы, по которым были изготовлены опытные образцы износостойких буровых пластин из модифицированных твердосплавных материалов. Важной механической характеристикой вольфрамокобальтовых сплавов является твердость, поскольку в основном ею определяется износостойкость рабочего элемента [2].

Целью работы является исследование влияния ультрадисперсных добавок на твердость вольфрамокобальтового сплава опытных образцов рабочего элемента буровой техники.

В качестве модификаторов твердосплавного материала ВК8 выбраны ультрадисперсные порошки шпинели $MgAl_2O_4$ от 0.1–1.0 % и карбида кремния 0.1 и 0.2 % массового содержания. Измерение твердости по Роквеллу (ГОСТ 20017) осуществлено на приборе модели 2140TP с алмазным коническим наконечником.

Измерения показывают, что с ростом количества ультрадисперсных добавок шпинели магния твердость по Роквеллу опытных образцов буровых пластин меняется немонотонно, наблюдается разброс твердости в интервале 85–89 HRC. Увеличение содержания карбида кремния приво-

дит к снижению твердости по Роквеллу. Установлено, что твердость материала разработанного состава с 0.1 % карбида кремния выше чем, твердость исходного материала без модификаторов. Твердости исходного материала сопоставима твердость образца с 0.8 % содержанием шпинели магния.

Исследованием зависимости стандартного отклонения твердости по Роквеллу от содержания ультрадисперсных модификаторов выявлено, что с ростом количества ультрадисперсных добавок шпинели магния стандартное отклонение практически не изменяется, наблюдается разброс в интервале 2.5–3.5 HRA. С ростом содержания карбида кремния происходит резкое повышение стандартного отклонения твердости по Роквеллу, структура и свойства материала становятся неоднородными по объему опытных образцов буровых пластин. Установлено, что материалы с содержанием 0.1 % карбида кремния и 0.5 % шпинели магния обладают более однородной структурой по сравнению с исходным материалом.

По результатам проведенных исследований твердости опытных образцов рабочего элемента буровой техники можно сделать следующие выводы.

Наиболее перспективными являются разработанные составы с 0.1 % карбида кремния и 0.8 % шпинели магния, имеющие высокую и сопоставимую твердость по сравнению с исходным материалом.

Ультрадисперсные добавки шпинели магния практически не влияют на стандартное отклонение твердости по Роквеллу, характеризующего однородность структуры модифицированных вольфрамокобальтовых сплавов. С ростом содержания карбида кремния наблюдается повышение стандартного отклонения.

Литература

1. Лебедев М.П., Винокуров Г.Г., Кычкин А.К., Васильева М.И., Махарова С.Н., Сивцева А.В., Федоров М.В., Довгаль О.В. Подготовка модифицированных порошковых материалов для получения рабочих элементов буровой техники // Изв. Самарского научного центра РАН. – 2009. – Т. 11. – № 5(2). – С. 291–295.
2. Самойлов В.С., Эйхманс В.С., Фальковский В.А. и др. Металлообрабатывающий твердосплавный инструмент: Справочник. – М.: Машиностроение, 1988. – 368 с.

Применение методов позитронной аннигиляционной спектроскопии для исследования перспективных материалов атомной и электронной техники

*Графутин В.И.¹, Илюхина О.В.¹, Мясищева Г.Г.¹, Савельев Г.И.¹,
Светлов-Прокорьев Е.П.^{1,2}, Тимошенко С.П.²,
Фунтиков Ю.В.¹, Хмелевский Н.О.¹*

¹ Институт теоретической и экспериментальной физики, Москва, 117218, Россия

² Московский государственный институт электронной техники, Зеленоград, 124498, Россия, eugeny.prokorjev@yandex.ru

Показано [1, 2], что одним из эффективных методов определения средних размеров сферических нанообъектов \bar{R} (свободных объемов пор, полостей, пустот и т.д.), их средних значений концентраций \bar{N} и химического состава в месте аннигиляции позитрона в материалах атомной и электронной техники (например в облученных металлах, сплавах, полупроводниках, в пористых системах и также в большом числе технически важных материалах и наноматериалах) является метод позитронной аннигиляционной спектроскопии. Это позволяет определять средние значения доли свободного вакансионного или порового пространства $\bar{V}_{\text{rad}} = 4/3 \pi \bar{R}^3 \bar{N}$, образующегося в материалах электронной и атомной техники в процессе их эксплуатации. Обсуждается идея поиска корреляций между значениями \bar{V}_{rad} , электрофизическими свойствами полупроводников и прочностными свойствами материалов электронной и атомной техники. Дается краткий обзор экспериментальных исследований нанообъектов в образцах кремния различных марок и конструкционных материалов атомной техники, подтверждающих сделанные предположения. При этом важную роль приобретают экспериментальные методы определения электрофизических параметров и прочностных свойств этих материалов. Особое значение при этом имеет поиск критичных дефектов, сильно нарушающих их электрофизические и прочностные свойства.

Литература

1. Бурил Р., Графутин В.И., Зеeman А., Крцак В., Илюхина О.В., Мясищева Г.Г., Прокорьев Е.П., Тимошенко С.П., Фунтиков Ю.В. Размеры и концентрации нанообъектов в облученных металлах и сплавах по данным метода позитронной аннигиляционной спектроскопии. – Научная онлайн-библиотека Порталус: <http://www.portalus.ru/modules/science/data/files/prokorjev/Metal-Positron-Annihilation.doc>.
2. Графутин В.И., Прокорьев Е.П., Фунтиков Ю.В. Развитие методов позитронной аннигиляционной спектроскопии для определения размеров нанообъектов в пористых системах, дефектных материалах и наноматериалах.

Обсуждение современных проблем в мире физики // Блог. Прокопьев Евгений Петрович. Рубрика: Химическая физика, физическая химия и материаловедение http://www.physics-online.ru/php/paper.phtmljrnid=null&paperid=-8127&option_lang=rus.

Исследование механических свойств корундовой керамики при изменении пористости и размеров структурных элементов

Григорьев М.В., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, grv@ispms.tsc.ru

Синтез пористых материалов на основе оксида алюминия с необходимым комплексом свойств требует детального исследования закономерностей формирования физико-механических характеристик в зависимости от особенностей структуры, таких как размеры структурных элементов, вид пор, их количество и распределение по размерам.

Исследована прочность корундовой керамики при изменении размеров структурных элементов и распределения пор по размерам в широком интервале пористости.

Показано, что в керамике рост размера структурных элементов приводит к увеличению прочности, что обусловлено температурой спекания.

Установлено, что помимо размера структурных элементов на прочность сильное влияние оказывает объем порового пространства, с увеличением которого прочность существенно уменьшается. В области значений пористости около 50 % наблюдается излом на зависимости предела прочности на сжатие от пористости, что свидетельствует об изменении характера поровой структуры, связанного с известными в пористых материалах порогами перколяции. Показано, что помимо объема порового пространства на прочность оказывает влияние и средний размер пор: предел прочности тем больше, чем меньше средний размер пор.

Установлена корреляция между макро- и микро- напряжениями в исследуемых керамиках. Показано, что с увеличением микронапряжений происходит снижение макропрочности. Экстраполяция показывает, что отсутствие микронапряжений позволяет получить макропрочность порядка 0.5 ГПа, а при уровне микронапряжений после спекания выше 2.5 МПа образуется полностью разупрочненная керамика.

**Тонкая кристаллическая структура и ее связь
с морфологическим строением порового пространства
корундовой керамики на основе порошков
различной дисперсности**

Григорьев М.В., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
grv@ispms.tsc.ru

Данные о поровой структуре керамики с различным соотношением крупно- и нанокристаллических порошков и ее связи с параметрами тонкой кристаллической структуры имеют принципиальное значение при анализе деформационного поведения таких керамик.

Исследована тонкая кристаллическая структура пористой корундовой керамики, синтезированной из порошков различной дисперсности.

Показано, что поровая структура керамики из крупнокристаллического глинозема представляет собой систему непрерывных каналобразующих пор неупорядоченной формы, фактически такая структура соответствует двум взаимопроникающим компонентам: вещество – пора. Поровая структура образцов из плазмохимического порошка Al_2O_3 представлена изолированными порами случайной формы и обособленными поровыми кластерами. Преимущественное количество изолированных пор имеет размер до 2 мкм. Средний размер поровых кластеров составил 10 мкм.

Установлено, что распределение пор по размерам в исследуемой керамике имеет бимодальный характер. Первый максимум обусловлен порами менее 5 мкм, второй максимум образуют макропоры размером от 5 до 100 мкм. Для крупнокристаллического порошка доля пор с размером до 0.5 мкм существенно ниже, чем для плазмохимического порошка Al_2O_3 .

Увеличение содержания плазмохимического порошка в образцах приводит к уменьшению каналобразующих пор до их перехода в обособленные поровые кластеры. Изменение характера поровой структуры происходит в области пористости около 50 %.

Исследование тонкой кристаллической структуры показало, что в основном дефекты расположены по границам зерен независимо от доли плазмохимического порошка в исходной смеси порошков. С ростом температуры спекания средний размер кристаллитов увеличивается, а микроискажения уменьшаются. Оценка энергии активации диффузии показала, что основным механизмом спекания является зернограничная диффузия.

Установлено, что с увеличением пористости средний размер кристаллитов уменьшается, а микроискажения увеличиваются. При этом в зависимости микроискажений кристаллической решетки от пористости наблюдается явно выраженный излом в области значений пористости около 50 %. В этой области происходит смена характера поровой структуры. Таким образом, изменение характера поровой структуры сопровождается резким ростом микроискажений. Такое поведение микроискажений связано с известными в пористых материалах порогами перколяции.

Эволюция микроструктуры сплавов на основе TiNi при накоплении больших пластических деформаций в процессе теплой многопроходной прокатки

Гришков В.Н., Лотков А.И., Батулин А.А., Кашин О.А., Жапова Д.Ю., Гирсова Н.В., Круковский К.В., Тимкин В.Н., Братчиков А.Д.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
grish@ispms.tsc.ru

Проведено исследование закономерностей процессов локализации пластической деформации и эволюции микроструктуры сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ (ат. %) при многопроходной теплой прокатке в ручьевых вальцах (изотермическое деформирование при 723 К и прокатка при ступенчатом понижении температуры от 773 до 623 К) с накоплением истинной деформации $e = 0.03-0.04$ в каждом цикле деформирования. Показано, что на начальных стадиях теплой прокатки происходят изменения микроструктуры на разных масштабных уровнях: от мезофрагментации в масштабах конгломератов зерен вследствие развития мезополос локализации деформации разных пространственных ориентаций под углами $35^{\circ}-45^{\circ}$ к направлению прокатки до интенсивной внутриверной микрофрагментации в результате развития дислокационного скольжения по одной или нескольким кристаллографическим системам. При $e > 0.2$ происходит постепенное формирование полосовой структуры с геометрически необходимыми границами, ориентированными вдоль направления прокатки.

Обнаружено, что микроструктура образцов при данных режимах теплой прокатки формируется в результате развития интенсивной миграции границ зерен в условиях существования сильных градиентов напряжений в приграничных областях с множественным зарождением рекристаллизованных центров при одновременно протекающей динамической рекристаллизации. Быстрый дальнейший рост этих центров про-

исходит в результате развития метадинамической рекристаллизации при охлаждении образцов от температуры деформирования. На начальной стадии деформирования рекристаллизованные зерна выявляются при металлографических исследованиях, а в сильнодеформированных образцах ($e > 0.8$) — методом автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов в растровом электронном микроскопе. Множественное зарождение рекристаллизованных центров в процессе прокатки и метадинамической рекристаллизации существенно затрудняет формирование ультрамелкозернистой структуры образцов, а на начальной стадии деформирования приводят даже к укрупнению зерен в них. В частности, в процессе изотермического деформирования при 723 К сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат. %) средний размер зерен d_{cp} , увеличивается от 43 мкм в исходных образцах до 94 мкм после прокатки с $e = 0.07$. Влияние указанных выше процессов уменьшается при увеличении степени накопленной деформации, но они играют важную роль даже при достаточно больших пластических деформациях. После теплой прокатки при 773 и 723 К образцов (суммарная $e = 1.91$) только ~25 % зерен имеют размеры субмикроструктурного масштаба, а в остальном объеме образцов формируется мелкозернистая структура ($d_{cp} = 1.5$ мкм при максимальном размере зерен менее 7 мкм). При понижении температуры деформирования уменьшаются миграционная активность границ и интенсивность метадинамической рекристаллизации. Пороговая температура, при которой формирование микроструктуры сплава в основном реализуется по механизмам динамической рекристаллизации, неосложненной метадинамической рекристаллизацией, близка к 623 К ($0.39T_{пл}$). Образцы сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат. %) с $d_{cp} = 1.5$ мкм после теплого деформирования с $e = 1.91$ были дополнительно прокатаны при 623 К ($e = 0.42$ при суммарной $e = 2.33$) и при 293 К ($e = 0.35$ при суммарной $e = 2.27$). После деформирования при 623 К в этих образцах формируется ультрамелкозернистая микроструктура, в составе которой преобладают нанозерна, а доля зерен с размерами 1–2 мкм составляет (оценочно) не более 5 %. После холодной деформации возникает ультрамелкозернистая микроструктура, основу которой составляют нанозерна (их размеры даже после отжига при 623 К в течение 2 ч не превосходят 70 нм при $d_{cp} = 26$ нм), а зерна/субзерна субмикроструктурного масштаба встречаются в значительно меньшем количестве. В заключение обсуждаются особенности эволюции микроструктуры сплавов на основе TiNi в многопроходных процессах теплого деформирования с большими (e до ~0.9) и малыми ($e < 0.1$) дробными деформациями в каждом цикле.

Работа поддержана проектом СО РАН № III.20.2.2 и программой Президиума РАН (проект № 7.2).

Влияние интенсивной пластической деформации на микроструктуру и неупругие свойства сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47.3}\text{Fe}_{2.7}$ (ат. %)

Гришков В.Н., Лотков А.И., Копылов В.И.¹, Батурин А.А., Гирсова Н.В., Жапова Д.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, dorzh@ispms.tsc.ru

¹ Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, 220141, Беларусь

В работе проведено экспериментальное исследование влияния интенсивной пластической деформации методом равноканально-углового прессования на микроструктуру, последовательность мартенситных превращений и неупругие свойства сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47.3}\text{Fe}_{2.7}$ (ат. %). Размер зерен в крупнозернистом состоянии сплава составлял 20–40 мкм. Образцы сплава подвергли равноканальному угловому прессованию с числом циклов N_i , где $i = 1, 2$. Равноканально-угловое прессование образцов проведено в физико-техническом институте НАН Беларуси (температура прессования — 723 К, угол между каналами — 90°, маршрут — С). Величина истинной деформации за 1 проход равноканально-углового прессования составляла ~0.88.

По данным просвечивающей электронной микроскопии после первого прохода равноканально-углового прессования формируется неоднородная зеренная структура. В основном наблюдаются зерна/субзерна субмикроструктурного масштаба (300–600 нм), присутствуют редкие зерна размером до 1.5 мкм. При равноканально-угловом прессовании происходит интенсивная фрагментация структуры образцов вследствие формирования микрополос локализации деформации различных пространственных ориентаций. Наибольшее измельчение размера зерен сплава обнаруживается на пересечении микрополос локализации деформации. После второго прохода равноканально-углового прессования наблюдаются только субмикроструктурные зерна (110–400 нм).

Данные рентгеноструктурного анализа показывают, что исходные образцы и образцы, подвергнутые равноканально-угловому прессованию, имеют структуру высокотемпературной В2-фазы при 300 К и при охлаждении испытывают последовательность мартенситных превращений $\text{B2} \leftrightarrow \text{R} \leftrightarrow \text{B19}'$ (где R и B19' — ромбоэдрическая и моноклинная мартенситные фазы соответственно). Температура мартенситных превращений в R-фазу T_R при измельчении размера зерна практически не изменяется и составляет 275 ± 5 К. Температура мартенситных превращений в фазу B19' M_H составляет 213 ± 5 К для образцов исходного сплава и после 1 прохода равноканально-углового прессования и 205 ± 5 К

для образцов сплава после двух проходов равноканально-углового прессования. С увеличением степени интенсивной пластической деформации объемная доля превращения в мартенситную фазу В19' при охлаждении до 103 К уменьшается.

Предварительные изотермические исследования (295 К) показали, что после первого прохода равноканально-углового прессования сплав упрочняется, возрастает величина эффекта сверхэластичности (до 5.8 % против 3.5 % в исходных образцах). После двух проходов равноканально-углового прессования величина эффекта сверхэластичности снижается до исходной.

Исследование исходных образцов и образцов после равноканально-углового прессования в циклах «нагрузка при 393 К → охлаждение до 153 К → нагрев до 540 К → охлаждение до 393 К → разгрузка» с постоянной нагрузкой показало, что образцы, полученные после одного прохода равноканально-углового прессования, проявляют значительный эффект памяти формы (~12 %); пластическая деформация при этом не превышает 1 %. После двух проходов величина эффекта памяти формы снижается и приближается к параметрам исходных образцов сплава (8.7 и 2.2 % эффекта памяти формы и пластической деформации соответственно).

Работа выполнена при финансовой поддержке комплексной программы фундаментальных исследований СО РАН (проект № III.20.2.2).

Особенности модификации гетерофазной и зеренной структуры, механических свойств малоактивируемых сплавов системы V–4Ti–4Cr в зависимости от режимов термомеханической обработки

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

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, ditenberg_i@mail.ru

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия

³ Высотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. А.А. Бочвара, Москва, 123098, Россия

Обобщены результаты исследования влияния режимов термомеханической обработки на микроструктуру, механические свойства, механизмы пластической деформации и разрушения сплавов системы V–Ti–Cr.

Дано обоснование режимов термомеханической обработки этих сплавов, обеспечивающих однородное по объему распределение высо-

кодисперсных частиц на основе фаз внедрения, значительное увеличение их плотности и повышение температуры рекристаллизации.

Установлены взаимосвязи микроструктуры сплавов с особенностями их механического поведения: уровнем прочности и пластичности, явлениями прерывистой текучести и аномальной температурной зависимости прочности. Показано, что в основе этих явлений лежит высокая термодинамическая нестабильность сплавов системы V–Ti–Cr после термомеханической обработки: наличие пересыщенных твердых растворов титана с элементами внедрения, локальных неоднородностей состава и высокодисперсных частиц оксикарбонитридных фаз. Наличие большого спектра термоактивируемых препятствий, выделяющихся в процессе термомеханической обработки, и механических испытаний при повышенных температурах приводит к значительному расширению интервала аномальной температурной зависимости предела текучести и сохранению высоких значений прочности до $T \approx 850$ °С.

Показано, что использование в процессе термомеханической обработки многократного всестороннего прессования обеспечивает отсутствие ограничений на величину пластической деформации и количество циклов при неизменной форме обрабатываемых образцов.

Обоснованы режимы термомеханической обработки, обеспечивающие высокую термическую стабильность микроструктуры и значительное повышение кратковременной прочности сплавов системы V–Ti–Cr в широком (от 20 до 1000 °С) интервале температур при сохранении достаточно высокого запаса пластичности.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (№ МК-85.2011.8) и Федерального агентства РФ по образованию (госконтракт № П2544). Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Влияние частиц меди в слое трения в трибологической пары автомобильный тормозной «диск – колодка».

Результаты МСА-моделирования

Дмитриев А.И., Естерле В.¹, Клос Х.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
dmitr@ispms.tsc.ru

¹ Федеральное агентство по техническому регулированию и метрологии,
Берлин, Германия

Несмотря на постоянное совершенствование методов и подходов экспериментального исследования, механизмы, протекающие в области

контакта трибологической пары автомобильной тормозной системы, по-прежнему далеки от полного понимания. Этим объясняется то, что современные материалы, используемые при производстве тормозных колодок, представляют собой сложные композиции, содержащие обычно более 10 различных компонентов. В качестве включений в твердую матрицу часто используются стальные волокна, медные и латунные частицы и пластинки, различные наполнители в виде частиц абразивных и твердых смазочных материалов. Основной целью настоящей работы являлось изучение с помощью методов компьютерного моделирования особенности поведения частиц нанокристаллической меди на поверхности тормозной колодки в условиях фрикционного контакта. В качестве сравнения будут использованы результаты предыдущих исследований, полученные в работе [1] по моделированию единичного контакта, образованного подложкой из стального волокна. Выбор начальных и граничных условий численной модели был определен данными экспериментальных исследований, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии. Для моделирования в работе был выбран метод подвижных клеточных автоматов.

Были рассмотрены два основных вопроса: 1. Могут ли макрочастицы меди обеспечивать твердую подложку при формировании единичного контакта в паре трибосопряжения подобно тому, как это наблюдается в случае присутствия в слое трения стальных волокон? и 2. Как изменятся характеристики трения в случае, если вместо графитовых частиц твердой смазки использовать в слое трения наночастицы меди? Результаты моделирования показали, что медь в составе материала тормозной колодки имеет ряд положительных качеств. Помимо обеспечения хорошей теплопроводности, макрочастицы меди, будучи твердой подложкой, могут формировать единичные контакты подобно тому, как это происходит в присутствии стальных волокон. Кроме того, в результате фрикционного нагрева на поверхности контактирующих тел может произойти процесс рекристаллизации с выделением отдельных наночастиц меди. При повышенных температурах медь становится мягкой, и в слое трения они могут играть роль частиц твердой смазки, подобно тому, как это происходит с частицами графита. Согласно результатам моделирования, наличие частиц меди в определенной объемной концентрации приводит к стабилизации режима относительного проскальзывания путем формирования слоя трения, в котором происходит механическое перемешивание материалов контактирующей пары. Такое поведение приводит к снижению акустической эмиссии и стабилизации коэффициента трения вблизи рабочего диапазона 0.3–0.4. Кроме того, первичный контакт типа «медь – сталь» может обеспечить эффект наноф-

рагментации уже в тонком слое поверхности меди и обеспечить требуемые условия для заданного режима трения на контакте.

Результаты настоящих исследований могут помочь получить более глубокое понимание процессов и механизмов, происходящих в поверхностных слоях в условиях фрикционного контакта.

Литература

1. *Dmitriev A.I., Österle W.* Modeling of brake pad-disc interface with emphasis to dynamics and deformation of structures // *Tribol. Int.* – 2010. – V. 43. – P. 719–727.

Исследование физико-механических и электрофизических свойств электропроводящих огнеупорных керамик на основе $\text{SnO}_2\text{--Sb}_2\text{O}_3\text{--CuO}$

*Добросмыслов С.С., Курко В.И., Нагибин Г.Е.,
Резинкина О.А., Степанов Е.И.*

Сибирский федеральный университет, Красноярск, 660041, Россия,
director.nifti@mail.ru

В работах [1–10] приведены результаты исследований физико-механических и электрофизических свойств керамик на основе оксида олова SnO_2 и оксида сурьмы Sb_2O_3 с добавками широкого класса оксидов металлов, в том числе оксида меди CuO . Особенностью этих материалов является их уникальные свойства при высоких температурах 900–1300 °С, а именно: одновременно высокие значения прочности, электропроводности и коррозионной стойкости в агрессивных средах. Последнее позволяет их использовать в качестве перспективных электродных материалов. В частности для создания нерасходуемых (несгораемых) анодов электролизеров при производстве алюминия. В работах [11, 12] предложен состав керамики $\text{SnO}_2 + (1.0\text{--}1.5) \text{ вес. \% Sb}_2\text{O}_3 + (0.1\text{--}0.5) \text{ вес. \% CuO}$, плотность которой достигает 6600 кг/м³, а электропроводность при $T = 970 \text{ °C}$ — $0.25 \cdot 10^{-4} \text{ Ом}\cdot\text{м}$.

Известно, что физико-механические и электрофизические свойства керамик зависят от многих факторов, таких как химический и гранулометрический состав исходной шихты, время и способ ее подготовки, режимы прессования и обжига и т.д. В работах [13, 14] показано, что введение в исходную шихту до 5 % ультрадисперсного порошка оксида металла позволяет увеличить прочность и плотность керамики, а также уменьшить ее пористость и температуру спекания. Для электропроводящих керамик введение ультрадисперсного порошка должно отразиться и на электропроводящих свойствах.

Таблица 1

| № | Состав шихты, вес. % | | | | | Плотность, кг/м ³ | Открытая пористость, % | Прочность, МПа | Удельное сопротивление, Ом · м · 10 ⁻³ , T = 950 °C |
|----|----------------------|--------------------------------|------|--|---|------------------------------|------------------------|----------------|--|
| | SnO ₂ | Sb ₂ O ₃ | CuO | Добавки | Примечание | | | | |
| 1 | 94.12 | 1.96 | 1.96 | 1.96 – CoO | CoSO ₄ ·7H ₂ O | 6411 | 3.75 | 462 | 0.15 |
| 2 | 94.12 | 1.96 | 1.96 | 1.96 – ZnO | ZnSO ₄ ·7H ₂ O | 6095 | 12.67 | 343 | – |
| 3 | 94.12 | 1.96 | 1.96 | 1.96 – MnO ₂ | MnSO ₄ ·5H ₂ O | 6468 | 2.80 | 532 | – |
| 4 | 92.76 | 1.93 | 1.93 | 3.38 – MnO ₂ | MnSO ₄ ·5H ₂ O | 6630 | 0.11 | 425 | 0.38 |
| 5 | 91.44 | 1.9 | 1.9 | 4.76 – MnO ₂ | MnSO ₄ ·5H ₂ O | 6537 | 0.67 | 327 | |
| 6 | 92.76 | 1.93 | 1.93 | 3.38 – CoO | CoSO ₄ ·7H ₂ O | 6394 | 3.40 | 315 | 0.28 |
| 7 | 91.44 | 1.9 | 1.9 | 4.76 – CoO | CoSO ₄ ·7H ₂ O | 6582 | 4.12 | 321 | |
| 8 | 92.32 | 1.92 | 1.92 | 1.92 – MnO ₂ 1.92 – ZnO | MnSO ₄ ·5H ₂ O ZnSO ₄ ·7H ₂ O | 6149 | 8.94 | 464 | 0.35 |
| 9 | 92.32 | 1.92 | 1.92 | 1.92 – MnO ₂ 1.92 – CoO | MnSO ₄ ·5H ₂ O CoSO ₄ ·7H ₂ O | 6386 | 10.8 | 445 | 0.44 |
| 10 | 92.32 | 1.92 | 1.92 | 1.92 – MnO ₂ 1.92 – NiO | MnSO ₄ ·5H ₂ O Ni(CH ₃ COO) ₂ ·4H ₂ O | 6213 | 9.26 | 512 | 0.52 |
| 11 | 92.32 | 1.92 | 1.92 | 1.92 – MnO ₂ 1.92 – Bi ₂ O ₃ | MnSO ₄ ·5H ₂ O 2Bi(NO ₃) ₃ ·5H ₂ O | 6292 | 3.83 | 358 | 0.43 |
| 12 | 92.32 | 1.92 | 1.92 | 1.92 – MnO ₂ 1.92 – PbO | MnSO ₄ ·5H ₂ O Pb(NO ₃) ₂ | 6481 | 3.52 | 365 | – |
| 13 | 97 | 1.5 | 1.5 | – | – | 6330 | 1.8–2. | 450 | 0.14 |

Целью настоящей работы было исследование влияния добавок ультрадисперсных оксидов металлов на физико-механические и электрофизические свойства керамики на основе базового состава SnO₂ + 2 вес. % Sb₂O₃ + 2 вес. % CuO.

Образцы керамик изготавливались по следующей технологии: измельчение и смешивание исходных порошков SnO₂ + 2 вес. % Sb₂O₃ + 2 вес. % CuO в водном растворе солей металлов → предварительный обжиг при T = 1100 °C → измельчение и приготовление пресс-порошка с 5-процентным содержанием поливинилового спирта → прессование → сушка → спекание при T = 1300 °C в течении 2 ч. Для физико-механических испытаний образцы керамик изготавливались в виде цилинд-

ров диаметром 15 мм и высотой 10 мм соответственно. Для электрофизических измерений образцы имели прямоугольную форму 5×4×50 мм.

Плотность образцов измерялась по методике гидростатического взвешивания в спирте, открытая пористость — по ГОСТ 2409-95, удельное электросопротивление в диапазоне температур 20–950 °С измерялось 4-х зондовым методом, описанном в [15]. Механические свойства (предел прочности на сжатие) измерялись с помощью прибора Instron 3369. Кристаллическая структура синтезированных керамик контролировалась рентгеноструктурным анализом на приборе XRD 6000.

В колонках 2–5 указан состав шихты, полученной в результате пиролиза водорастворимых солей металла после предварительного обжига при $T = 1100$ °С. Соответствующие соли, использованные в работе, представлены в колонке 6. В колонках 7–10 приведены результаты измерений плотности, открытой пористости, прочности, удельного электросопротивления (при $T = 950$ °С) керамик соответственно. В таблицу не включены составы керамик, прочность которых была меньше 300 МПа.

Как следует из табл. 1, плотность всех составов превышает 6000 кг/м^3 . Наибольшую плотность 6630 кг/м^3 и соответственно наименьшую открытую пористость 0.11 % показал состав № 4 (92.76 % SnO_2 – 1.93 % Sb_2O_3 – 1.93 % CuO – 3.38 % MnO_2). Наименьшее удельное электросопротивление ($0.015 \text{ Ом}\cdot\text{м}$) при $T = 950$ °С показал состав № 1 (94.12 % SnO_2 – 1.96 % Sb_2O_3 – 1.96 % CuO – 1.96 % CoO_2) при достаточно низкой открытой пористости (3.75 %), высокой прочности и плотности (463 МПа и 6400 кг/м^3 соответственно). Для сравнения в табл. 1 показаны результаты свойств базовой керамики SnO_2 – 1.5 % Sb_2O_3 – 1.5 % CuO [16] без добавок ультрадисперсного порошка (№ 13). Добавки ультрадисперсного порошка практически всех оксидов металлов ухудшают электрические свойства керамик, кроме оксида кобальта (№ 1), но в некоторых случаях позволяют существенно уменьшить пористость и увеличить прочность, как это происходит с добавками MnO_2 (№ 4, 5).

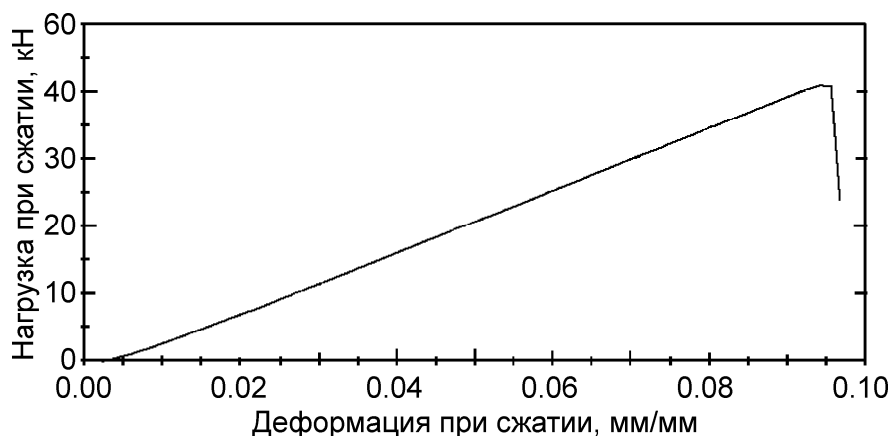


Рис. 1. Типичная зависимость нагрузки при сжатии от степени деформации для исследуемых керамик

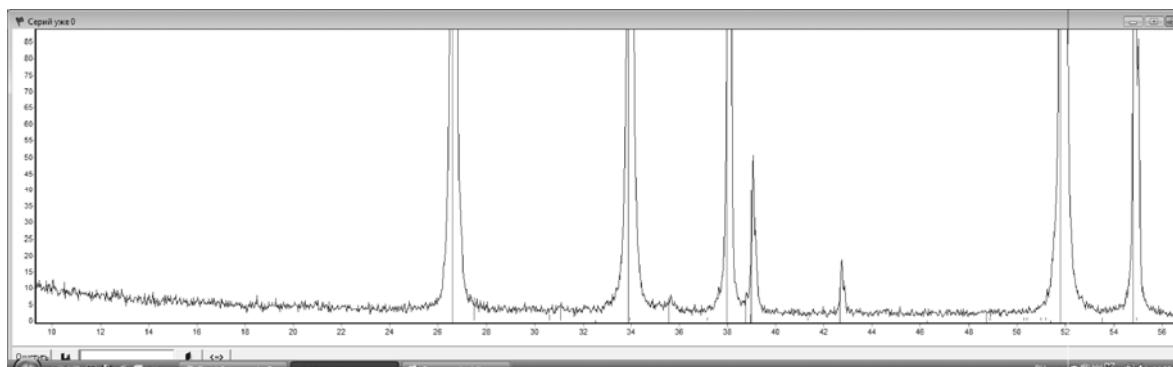


Рис. 2. Типичная рентгенограмма, полученная с образцов керамик опытов № 1–13 (Табл. 1)

На рис. 1 представлена типичная зависимость нагрузки при сжатии от степени деформации для исследуемых керамик.

Кривая характеризуется малым участком пластичности, наступающим при напряжении 425 МПа (для состава № 4) и однородным прямолинейным участком, свидетельствующим о качественной спекаемости полученных в настоящей работе керамик.

На рис. 2 приведена типичная рентгенограмма практически для всех образцов, синтезированных в настоящей работе.

Как следует из рентгенограмм все керамики имеют структуру кристаллической решетки касситерита (SnO_2). Последнее свидетельствует о практически полном растворении оксидов металлов, получившихся в результате термического разложения в кристаллической решетке SnO_2 .

На рис. 3 приведены зависимости удельного электросопротивления керамик от температуры (образцы №№ 6, 9, 11).

Как видно из рис. 3, кривые имеют экспоненциальный характер. В низкотемпературной области ($T \leq 900$ °С) имеет место сильное различие температурных зависимостей от состава разлагающихся водорастворимых добавок. В высокотемпературной области удельное электросопротивление практически не зависит от состава.

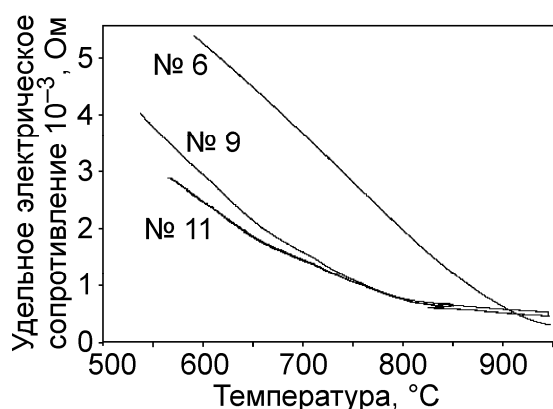


Рис. 3. Зависимости удельного электросопротивления керамик от температуры (образцы №№ 6, 9, 11)

В работе исследовано влияние водорастворимых добавок солей металлов на физико-механические и электрофизические свойства керамик, синтезированных на основе базового состава $\text{SnO}_2 + 2 \text{ вес. \% Sb}_2\text{O}_3 + 2 \text{ вес. \% CuO}$.

Показано, что добавки позволяют увеличить прочность керамики до 530 МПа и уменьшить открытую пористость до 0.11 % при достаточно низком значении удельного электросопротивления ($0.15 \cdot 10^{-3} \text{ Ом} \cdot \text{м}$). Последняя совокупность свойств важна при использовании керамик в качестве анодов, работающих в агрессивных средах при высоких температурах.

Литература

1. Pietrzyk S. // EUCHEM 2000 Conference on Molten Salts, Karrebaeksmind, Denmark, 2000, «Progress in Molten salts Chemistry, 1» / Ed. by R.W. Berg, L.A. Hjulter. – Elsevier, 2000. – P. 399.
2. Belyaev A.I., Studentsov Ya.E. // Legkie Metally. – 1937. – V. 3. – P. 17.
3. Belyaev A.I. // Legkie Metally. – 1938. – V. 1. – P. 7.
4. Alder H. US Patent, 3,974,046. – 1976.
5. Alder H. UK Patent, 2,065,708. – 1981.
6. Basseville P., Gougouyan Y.J. French Patent, 83 03 125. – 1984.
7. Galasiu I., Galasiu R., Popa N., Chivu V. // EUCHEM 2000 Conference on Molten Salts, Karrebaeksmind, Denmark, 2000, «Progress in Molten salts Chemistry, 1» / Ed. by R.W. Berg, L.A. Hjulter. – Elsevier, 2000. – P. 219.
8. Yang J., Liu Y., Wang H. Light Metals / Ed. by S.K. Das. – TMS, Warrendale, PA, 1993. – P. 493.
9. Wang H., Yang J., Liu Y., Thonstad J. // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 1992. – V. 2. – P. 8.
10. Cassayre I., Plassencia G., Marin T., Fan S., Utigard T. / Ed. by T.J. Galloway. – Light Metals. – TMS, Warrendale, PA, 2006. – P. 379.
11. Clark J.M., Secrist D.R., US Patent, 4, 379, 033. – 1983.
12. Clark J.M., Secrist D.R., US Patent, 4, 430, 189. – 1984.
13. Лякишев Н.П. Нанокристаллические структуры — новое направление развития конструкционных материалов // Вестник РАН. – 2003. – Т. 73. – № 5. – С. 422.
14. Степанов Е.И., Григорьев М.В., Курко В.И. Влияние ультрадисперсных добавок Al_2O_3 на физико-механические свойства корундовой керамики // J. Siberian Federal University Engineering & Technologies. – 2008. – No. 2. – P. 162–167.
15. Kirko V.I., Dobrosmislov S.S., Gusev A.O., Simakov D.A., Stepanov E.I. Foam Metals High-temperature electrical characteristics investigation // J. Siberian Federal University Engineering & Technologies. – 2008. – No. 3. – P. 256–262.
16. Kirko V.I., Stepanov E.I., Nagibin G.E., Dobrosmislov S.S., Gusev A.O., Simakov D.A. Investigation of electrical characteristics of high temperature ceramic-metal contact assemblages // J. Siberian Federal University Engineering & Technologies. – 2009. – No. 3. – P. 278–282.

Исследования термостойкого микроплазменного покрытия из ZrO_2 до и после термоциклических испытаний

Дорофеева Т.И., Мамаева В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
dorofeevatomsk@rambler.ru

Диоксид циркония успешно применяют для высокотемпературной (до 2770 К) теплоизоляции в самых различных случаях [1, 2]. Благодаря низкой теплопроводности и отличной химической стойкости в сочетании с большой твердостью и прочностью ZrO_2 используют для защиты от коррозии и эрозии деталей ракетных и реактивных двигателей.

Получение диоксида циркония на поверхности возможно различными методами. В нашей работе формирование диоксида циркония проводилось при микроплазменном воздействии. Микроплазменное оксидирование — экспрессный и экономичный способ обработки поверхности материала, позволяющий получать оксидно-керамические покрытия заданной толщины, пористости и состава [3].

Целью данной работы было формирование микроплазменного термостойкого покрытия на сложной слоистой подложке и проведение исследований поверхности до и после термоциклических испытаний.

В качестве исследуемых образцов были пластины меди с последовательно напыленным титаном (80 мкм) и цирконием (10 мкм).

Микроплазменная обработка проводилась в растворе силикатного электролита. Использовался импульсный режим при длительности импульсов 200 мкс, напряжении 300 В, времени до 10 мин.

Все образцы после микроплазменного оксидирования были исследованы на сканирующем электронном микроскопе с приставкой для элементного анализа и проверены на термоциклическую стойкость при нагреве в печи до 1000 °С с последующим охлаждением.

После проведения испытаний образцов была исследована морфология поверхности и проверен химический состав.

В результате проведения работы на поверхности были получены микроплазменные оксидно-керамические покрытия, характеризующиеся развитой пористой поверхностью (размер пор около 300 нм). В состав покрытия наряду с диоксидом циркония входят соединения кремния (до 15 %), соединения титана в поверхностном слое не диагностируются, что свидетельствует об отсутствии пробоя пленки циркония в период микроплазменного оксидирования.

Полученные оксидно-керамические покрытия выдержали 90 циклов термических испытаний без видимых разрушений.

После термоциклических испытаний была проведена ИК-спектроскопия, показавшая наличие на поверхности ZrO_2 (1101.1 см^{-1}), CuO

(592.1 cm^{-1}) Cu_2O (510.9 cm^{-1}) и TiO_2 (791.9 cm^{-1}), что свидетельствует о частичном разрушении покрытия при термоциклических нагрузках и о последующем участии ионов подложки и подслоя в окислительных реакциях.

При изучении морфологии поверхности после термоциклических испытаний выявлено, что развитая поверхность покрытия сохраняется, но структура разветвленности меняется. Также обнаружены участки меди, граница соединения «покрытие – подложка» без плавных подъемов и углублений под покрытие.

Таким образом, в ходе проведения работы были сформированы термостойкие оксидно-керамические покрытия на сложной слоистой подложке микроплазменным методом. У полученных покрытий была исследована морфология поверхности и их состав до и после термоциклических испытаний. Выявлено, что химический состав покрытия меняется после термоциклических испытаний. В целом сформированные микроплазменным воздействием покрытия способны выдержать до 90 циклов термических испытаний без видимых разрушений и отслаиваний.

Литература

1. Kaluzny J., Korik T., Mariani E.V. Utilization DC method during zirconia ceramics processing // *Ceramics-Silikaty*. – 1995. – V. 39. – No. 2. – P. 52–57.
2. Прохоров И.Ю., Акимов Г.Я., Тимченко В.М. Стабильность конструкционных материалов на основе ZrO_2 // *Огнеупоры и техническая керамика*. – 1998. – № 6. – С. 2–11.
3. Мамаев А.И., Мамаева В.А., Дорофеева Т.И., Бориков В.Н. Учебное пособие: Формирование наноструктурных неметаллических неорганических покрытий путем локализации высокоэнергетических потоков на границе раздела фаз. – Томск: Изд-во ТГУ, 2010. – С. 359.

Структура и механические свойства композитов ($\text{ZrO}_2 + 3 \% \text{MgO}$) – CaSiO_3

Дуангсунна Ч., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kulkov@ms.tsc.ru

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

Исследованы структура, фазовый состав и механические свойства композитов «диоксид циркония – волластонит» ($(\text{ZrO}_2 + 3 \% \text{MgO}) - \text{CaSiO}_3$) с различным содержанием микроволокон волластонита — 1, 5,

10 и 25 об. %. Композиты получены свободным спеканием на воздухе образцов, спрессованных при давлении 200 МПа.

Определен количественный фазовый состав композитов, спеченных при температурах 1000–1650 °С, который представлен моноклинной, тетрагональной и кубической модификациями диоксида циркония и тетрагональной и моноклинной модификациями волластонита. Определены размеры кристаллитов всех фаз.

Показано, что пористость материалов зависит не только от температуры, но и от содержания волластонита, при этом средний размер зерна спеченного материала изменяется в пределах 0.5–4 мкм.

Определены основные механические свойства — твердость по Виккерсу, модуль Юнга, предел прочности при поперечном изгибе и сжатии. Показано, что максимальными свойствами обладают композиты ($ZrO_2 + 3 \% MgO$) – 1 % $CaSiO_3$, спеченные при 1650 °С, и ($ZrO_2 + 3 \% MgO$) – 5 % $CaSiO_3$, спеченные при температуре 1300 °С: твердость — 700 МПа, модуль — 600 МПа, предел прочности при поперечном изгибе — 55 МПа, при сжатии — 140 МПа при пористости 20 %.

Закономерности деформационного поведения, макролокализации пластической деформации и разрушения высокопрочного титана с субмикроструктурной кристаллической структурой, сформированной при теплой прокатке

*Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Кашин О.А.¹, Табаченко А.Н.,
Скосырский А.Б., Почивалова Г.П., Лотков А.И.¹, Жоровков М.Ф.*

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия,
dudarev@spti.tsu.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

В последнее время показана возможность формирования субмикроструктурной кристаллической структуры в металлических материалах при определенных температурно-скоростных режимах прокатки. Этот способ деформации был использован в настоящей работе для изготовления высокопрочных прутков с субмикроструктурной кристаллической структурой из технически чистого титана ВТ1-0. Теплую прокатку проводили в ручьевых валах со ступенчатым понижением температуры прокатки при переходе от ручья с большим сечением к ручью с меньшим сечением. При этом были получены прутки в субмикроструктурном состоянии со средним размером зерен в поперечном сечении прутка ~200 нм. Методами рентгеноструктурного анализа показано, что при использованных режимах прокатки, наряду с размером зерен, изменяются кристаллографическая

текстура, внутренние напряжения и размер областей когерентного рассеяния. Проведенные электронно-микроскопические исследования и измерения температурной зависимости внутреннего трения свидетельствуют о высокой степени неравновесности границ зерен.

Установлены изменения в деформационном поведении титана в области микро- и макропластической деформации при переходе от мелкозернистой к указанной выше субмикроструктурной структуре. Основными из них являются следующие: наряду с сопротивлением микропластической деформации и пределом текучести, пределом прочности увеличивается коэффициент деформационного упрочнения, но при этом уменьшается степень пластической деформации до начала локализации пластической деформации на макромасштабном уровне. Вместе с тем относительное удлинение до разрушения остается большим, и по структурному признаку разрушение остается вязким — оно происходит путем вязкого ямочного отрыва. Показано, что не только при крупно- и мелкозернистой, но и при субмикроструктурной структуре зернограничное микропроскальзывание при комнатной температуре не реализуется.

Исследовано влияние дорекристаллизационного отжига субмикроструктурного титана на термическую стабильность микроструктуры, внутренние напряжения, а также деформационное поведение и характеристики прочности и пластичности. На основе этих исследований определены температурно-временные режимы отжига субмикроструктурного титана, обеспечивающие сочетание высокой прочности в области микро- и макропластической деформации и высокой пластичности.

Рассмотрена роль разных структурных факторов в изменении деформационного поведения титана в результате формирования субмикроструктурной структуры и при последующем отжиге.

Работа выполнена при финансовой поддержке НИР ТГУ 1.6.09, госконтракта № 02.523.11.3007 и комплексного проекта СО РАН 3.6.2.2

Деформационное поведение и разрушение субмикроструктурного титана при повышенных температурах

*Дударев Е.Ф., Кашин О.А.¹, Колобов Ю.Р.¹, Бакач Г.П., Голосов Е.В.,
Почивалова Г.П., Жоровков М.Ф., Горяинов А.А.²*

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия,
dudarev@spti.tsu.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Белгородский государственный университет, Белгород, 308015, Россия

Несмотря на большое количество публикаций, посвященных изучению физико-механических свойств субмикроструктурных металлов

и сплавов, полученных методами интенсивной пластической деформации, исследования деформационного поведения и упругопластических свойств таких материалов при повышенных температурах практически не проводились. В то же время малый размер зерен и высокая степень несовершенства структуры их границ могут повлиять на развитие деформационных процессов в субмикроструктурных металлах и сплавах при повышенных температурах по сравнению с крупнозернистыми рекристаллизованными аналогами. В настоящей работе проведены исследования температурной зависимости механических свойств в области микро- и макропластической деформации в интервале температур 295–773 К субмикроструктурного титана с разным средним размером элементов зеренно-субзеренной структуры. Микроструктура была сформирована методами интенсивной пластической деформации.

Установлено, что у субмикроструктурного титана повышение температуры деформации от 295 до 773 К не изменяет закономерности накопления микропластической деформации, но существенно влияет на величину сопротивления микропластической деформации. Повышение температуры испытания приводит к уменьшению сопротивления микропластической деформации. Причем интенсивность снижения напряжения течения в области микропластической деформации с ростом температуры испытания зависит и от степени несовершенства структуры границ зерен.

Выявлены общие закономерности и особенности деформационного поведения в области макропластической деформации крупнозернистого и субмикроструктурного титана при квазистатическом растяжении при температурах 295–773 К. У субмикроструктурного титана в интервале температур 295–673 К характер температурной зависимости предела текучести $\sigma_{0.2}$ и предела прочности σ_B такой же, как у крупнозернистого титана, и сохраняется эффект упрочнения от формирования субмикроструктурной структуры. При температурах выше 673 К у титана с субмикроструктурной структурой резко усиливается температурная зависимость $\sigma_{0.2}$ и σ_B , и уже при 773 К эффект упрочнения от измельчения зеренной структуры на пределе текучести не проявляется, а предел прочности становится даже меньше, чем у крупнозернистого титана. Показано, что это обусловлено динамической рекристаллизацией в процессе растяжения образца. Так, после разрушения образца при 773 К размер зерен вне шейки образца увеличился с 0.3 до 2 мкм, а в шейке размер зерен достиг 5 мкм. В то же время у крупнозернистого титана при этой температуре деформации размер зерен увеличился только в шейке. Результаты исследования зернограничного внутреннего трения дают основание заключить, что еще одним механизмом, обуславливаю-

щим уменьшение напряжения течения при субмикроструктурной структуре, может быть зернограничное проскальзывание.

Установлено, что при субмикроструктурной структуре напряжение течения в области микропластической и макропластической деформации увеличивается с ростом концентрации примесей. С повышением температуры испытания вплоть до 573 К предел текучести и временное сопротивление непрерывно уменьшаются примерно с одинаковой интенсивностью при всех исследованных концентрациях примесей внедрения. При более высоких температурах испытания эффект упрочнения примесями становится незначительным, что, по-видимому, связано с развитием в процессе деформации зернограничного проскальзывания и рекристаллизации.

Установлено, что при температурах деформации ниже 373 К у субмикроструктурного титана разрушению предшествует локализация пластической деформации на макромасштабном уровне в виде макрополосы, при более высоких температурах — в виде шейки. Разрушение всегда происходит в зонах наибольшей локализации пластической деформации. Определен тип разрушения субмикроструктурного титана при комнатной и повышенных температурах.

Дисперсность и морфология выделений хрома в псевдосплаве CuCr после наплавки и деформации

Дураков В.Г., Дампилов Б.В., Гнусов С.Ф.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
electron@ispms.tsc.ru

Меднохромовые композиты широко используются в качестве материала электрических контактов вакуумных выключателей. Использование метода наплавки существенно меняет морфологию частиц хрома в псевдосплаве в отличие от методов порошковой металлургии. Известно, что улучшения электрических и механических свойств можно добиться, увеличивая дисперсность композита [1]. Для изучения влияния скорости кристаллизации на структуру и свойства меднохромовых композитов в [2] использовали методы переплава композита с последующим охлаждением на быстровращающемся медном диске. Показано, что дисперсность и морфология частиц хрома сильно зависят от скорости кристаллизации. Таким способом получают тонкие полоски меднохромового композита с размерами зерна хрома вплоть до наноразмерного уровня. Практическое применение контактного материала в виде тонких полосок, полученного методом спиннингования является весьма проблематичным. Практическое применение находит метод дугового переплава

спеченного меднохромового композита в защитной среде аргона с последующей неоднократной экструзией полученного слитка [3].

В настоящей работе поставлена цель — исследовать морфологию и дисперсность меднохромового композита, полученного методом электронно-лучевой наплавки и оценить влияние деформации на свойства композита.

Наплавку проводили на образцы диаметром 80 мм и толщиной 6 мм по спирали Архимеда. Микроструктура изучалась на разных расстояниях от центра заготовки. Покрытие в центральной части заготовки характеризуется минимальной скоростью наплавки, что и определило в структуре при данной скорости кристаллизации дендритообразные выделения хрома. По мере перемещения к периферии и увеличения скорости наплавки выделения хрома становятся более округлыми. Дисперсность хрома в наплавленном покрытии составляет около 4–8 мкм. Это более чем на порядок меньше чем размер исходных частиц порошка хрома. Микротвердость наплавленного покрытия несильно изменяется по толщине и в разных областях образца имеет величину в пределах 1100–1200 МПа.

Деформация осуществлялась с помощью стального конуса с углом при вершине, немного меньше 180° , который с заданным усилием совершает круговое движение по поверхности наплавленной заготовки. Деформируется верхняя часть наплавленного образца, заполняя полость матрицы. При выбранной схеме деформации наибольшим степеням деформации подвергается периферийная часть заготовки. Именно там наблюдается деформация зерен хрома. В остальных областях заготовки частицы хрома не деформируются и остаются в состоянии, соответствующем состоянию после наплавки. Дисперсность частиц хрома в деформированной части находится в пределах 5–8 мкм. Микротвердость после деформации увеличилась до величин 1200–1400 МПа.

Литература

1. *Rieder W.F., Schusseck M., Glatzle W. et al.* The influence of composition and Cr particle size of Cu/Cr contacts on chopping current, contact resistances and breakdown voltage in vacuum interrupters // *IEEE Trans: CHMT.* – 1989. – V. 12. – No. 2. – P. 273–283.
2. *Zhou Z.M., Wang Y.P., Gao J., Kolbe M.* Microstructure of rapidly solidified Cu–25 wt % Cr alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2005. – V. 398. – No. 1–2. – С. 318–322.
3. *Miller R.* Arc-melted CuCr alloys as contact materials for vacuum interrupters // *Siemens Farsch n.Entwiecke-Ber.* – 1988. – V. 17. – No. 3. – P. 105–111.

Влияние надмолекулярной структуры на оптические свойства голографических полимерно-дисперсных жидких кристаллов

Жаркова Г.М., Стрельцов С.А., Хачатурян В.М.

Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия, zharkova@itam.nsc.ru

Заметный интерес к созданию и исследованию высокоструктурированных полимерных пленок, содержащих анизотропные жидкие кристаллы, объясняется возможностью создания светочувствительных средств с новыми функциональными свойствами. Современные информационные технологии и технологии оптической связи диктуют необходимость создания новых функциональных материалов с управляемыми оптическими свойствами. Таким требованиям соответствуют полимерно-жидкокристаллические композиты, сформированные методами оптической голографии.

Воздействуя модулированным по интенсивности или по фазе лазерным излучением на светочувствительную композицию, можно создавать высокоструктурированные управляемые материалы [1]. Свойства формируемой структуры материала определяют его оптические свойства. Цель работы — исследовать структуру голографических полимерно-жидкокристаллических материалов в зависимости от методов их формирования и ее влияние на оптические свойства материала. Исходная фотополимерная композиция состояла из акрилатного мономера (дипентаэритритол-пента/гексаакрилат), нематического жидкого кристалла (BL087), связующего компонента и фотоинициирующей системы, включающей краситель (метилен голубой). Толщина образцов изменялась в пределах 10–50 мкм. Источником излучения при фотополимеризации служил полупроводниковый лазерный модуль KLM-650/80 с длиной волны 656 нм, мощностью 80 мВт.

В работе представлены результаты исследования тонкопленочных материалов, сформированных методами отражательной (1) и поляризационной голографии (2). В первом случае фотополимерная композиция облучалась светом, модулированным по интенсивности, во втором — модулированным по фазе. Методами электронной и атомно-силовой микроскопии исследованы структуры сформированных материалов. Если исходная композиция облучается светом, модулированным по интенсивности, формируется слоистая структура, состоящая из слоев, обогащенных либо полимером, либо жидким кристаллом, которая модулирует коэффициент рефракции. Такая структура проявляет свойства отражающих дифракционных решеток.

При формировании материала светом с модулированной поляризацией образуется структура, состоящая из областей с изменяющимся углом поворота вектора поляризации жидких кристаллов. Структура приобретает свойства поляризационной решетки.

Исследовано влияние состава исходной композиции и параметров экспонирования на структуру материала. Показано, что только в достаточно узком диапазоне концентраций нематического жидкого кристалла и мономера и при определенной температуре реализуется более совершенная надмолекулярная структура пленки с улучшенными характеристиками.

С увеличением энергии записи наблюдается рост дифракционной эффективности, связанный с усилением ориентации нематического жидкого кристалла и образованием все более высокоструктурированного материала. Получено, что толщина образца влияет на динамику роста дифракционной эффективности решеток.

Экспериментально исследованы оптические свойства сформированных пленок. Приводится сравнительный анализ угловой селективности и поляризационных свойств решеток, сформированных разными методами.

Анизотропия нематического жидкого кристалла, присутствующего в пленках, позволяет управлять их свойствами электрическим полем, что дает возможность применять голографические полимерно-жидкокристаллические материалы в устройствах фотоники.

Литература

1. *Sutherland R.L., Natarajan L.V., Tondiglia V.P., Bunning T.J.* // Chem. Mater. – 1993. – V. 5. – P. 1533–1538.

Влияние отжига на модули упругости алюминиевого ультрамелкозернистого алюминиевого сплава 1421

Землякова Н.В., Кикин П.Ю., Мишакин В.В.

Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,
Нижегород, 603024, Россия, serti222@ya.ru

Алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Li–Sc–Zr являются перспективными материалами в авиации, т.к. обладают низкой плотностью, повышенным модулем упругости, высокой прочностью при достаточно высокой пластичности [1]. Интенсивная пластическая деформация способом равноканального углового прессования [2], проводимая при температуре 370 °С, за 10 проходов позволяет получить в сплаве 1421 (Al — основа, 4.5–6.0 % Mg, 1.8–2.3 % Li, 0.1 % Zr, 0.15–0.25 % Sc) изменение

размера зерна от 10 до 1 мкм. Изменение в микроструктуре сплава 1421 после равноканального углового прессования обработки и последующих отжигов исследовали в работе [3]. Анализ модулей упругости для алюминиевых ультрамелкозернистых сплавов не проводился.

Цель работы — сопоставление модулей упругости для алюминиевого сплава 1421 в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состоянии и после нагрева ультрамелкозернистого сплава в интервале температур 100–500 °С.

В результате проведенных исследований эхо-импульсным методом при частоте 4.6 МГц измерены скорости продольных и поперечных волн в ультрамелкозернистом и крупнозернистом сплаве 1421 и после нагревов ультрамелкозернистого сплава до различных температур. С помощью скорости упругих волн с учетом плотности материала получены значения динамических модулей упругости (модуля Юнга и модуля сдвига) и построены графики зависимостей значений модулей упругости от температуры. Одновременно проводился рентгеноструктурный анализ и металлографический анализ микроструктуры. В ультрамелкозернистом сплаве 1421 значения модулей упругости ниже по сравнению с крупнозернистым материалом.

Изменение модулей упругости от температуры отжига можно разделить на четыре участка. На первом участке отмечено снижение модулей упругости и сдвига за счет уменьшения количества дислокаций в результате статического возврата, прошедшего нагрев материала при $T=100$ °С, $\tau = 2$ ч (далее при нагреве время выдержки суммировалось по 2 ч). На втором относительно пологом участке ($T = 150$ °С, $\tau = 2$ ч + 250 °С, $\tau = 2$ ч) идет процесс фазового старения, связанный с ростом разупрочняющей *S*-фазы (Al_2MgLi) и выделением упрочняющей фазы Al_3Li , что не приводит к существенному изменению модулей. На третьем участке ($T = 300$ °С, $\tau = 2$ ч + $T = 400$ °С, $\tau = 0.5$ ч) происходит плавное снижение модулей предположительно в результате прошедшего фазового старения (выделения *S*-фазы по границам зерен — некогерентное сопряжение). Четвертый участок с температурой выше 400 °С связан с рекристаллизацией — ростом зерен (структура границ зерен не изменяется), но выделение упрочняющей когерентной фазы Al_3Sc по границам зерен сопровождается ростом модулей упругости. Полученные зависимости модулей от температуры отжига хорошо коррелируют с уменьшением напряжений 2 рода до температуры совпадающей с температурой равноканального углового прессования деформации (370 °С), и ростом напряжений при дальнейшем увеличении температуры. Средний размер зерна до температуры 400 °С не менялся.

Модули упругости алюминиевого сплава 1421 после обработки равноканальным угловым прессованием ниже их крупнокристаллических аналогов.

Изменение модулей от температуры отжига в ультрамелкозернистом сплаве 1421 происходит немонотонно: до температуры 400 °С — плавное снижение модулей упругости, а при температуре выше 400 °С — плавный подъем модулей упругости за счет процессов статического возврата старения.

Литература

1. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. — М.: Логос, 2000. — 272 с.
2. *Могучева А.А.* Влияние ультрамелкозернистой структуры на механические свойства алюминиевого сплава 1421 / Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — М.: МИСиС, 2010.
3. *Кикин П.Ю., Мишакин В.В., Перевезенцев В.Н., Землякова Н.В., Кассина Н.В.* Исследование корреляции структурных параметров и механических свойств с акустическими характеристиками ультрамелкозернистого алюминиевого сплава 1421 // Вопросы материаловедения. — 2008. — Т. 55. — № 3. — С.19–24.

Пористые композиционные материалы на основе карбосилицида титана

Итин В.И., Лепанова О.К., Глейкин И.А., Еркаев П.А.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, logik01@sibmail.com

Отдел структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН, Томск, 634021, Россия

Наноламинаты представляют собой новый класс соединений, отличительная особенность которых состоит в слоистом строении их кристаллических решеток. Среди материалов, принадлежащих к этому классу, особый интерес представляет карбосилицид титана (Ti_3SiC_2), который обладает высоким сопротивлением термическому удару, хорошими электропроводностью и теплопроводностью и может быть обработан точением и резанием.

В настоящей работе методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза получен композиционный материал « Ti_3SiC_2 — 15 об. % TiC » и исследованы его фазовый состав, прочностные свойства и механическое поведение. Этот композит циклически нагружается сжатием при комнатной температуре с полным возвратом после разгрузки, рассеивая в первом цикле значительную энергию. При этом его обратимая деформация снижается с ростом исходной пористости и максималь-

ное значение этой величины не превышает 1.7 %. В соответствии с литературными данными эти особенности механического поведения обусловлены обратимым образованием и аннигиляцией лент изгиба.

Установлено, что механизм деформации и разрушения пористого композита обусловлен псевдопластичностью материала, вызванной меж- и внутризерненным микрорасслоением, обеспечивающим высокие деформации до разрушения (до 18 %).

Для получения материала, содержащего азот, синтезированный композит измельчали, добавляли в различных концентрациях смесь исходных компонентов и проводили повторный синтез в режиме фильтрационного горения в среде азота. В результате получен многофазный продукт, содержащий значительное количество карбонитридов титана.

Полученные пористые материалы предназначены для использования при повышенных температурах.

Синтез покрытия на подложке в условиях растяжения

Кадирова А.С., Князева А.Г.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия, gaynia@mail.ru

Исследование влияния механического нагружения на фазовые и химические превращения в твердой фазе является традиционным направлением в механике деформируемого твердого тела. Помимо теоретического изучения взаимовлияния полей разной физической природы это имеет приложение к проблемам управления физико-химическими процессами в разных технологиях. Влияние напряжений и деформаций на скорость реакций возможно по разным каналам: через изменение подвижности компонентов, изменение механизмов передачи энергии, изменение реакционной способности тел вследствие генерации дефектов. Помимо внешнего воздействия возможна генерация внутренних напряжений вследствие изменения свойств в ходе превращений. Все эти процессы имеют место при синтезе материала покрытия непосредственно на подложке. Подложка, в свою очередь, может выполнять разные функции: отнимать тепло из зоны реакции, способствовать появлению напряжений вследствие различия свойств покрытия и подложки и т.д.

В настоящей работе предложена модель процесса синтеза на подложке, которая является продолжением предыдущих исследований [1, 2]. В модели учитывается, что теплофизические и механические свойства покрытия и подложки различны. Но их малая суммарная толщина позволяет, как и в [2], проинтегрировать уравнения по толщине и перейти от трехмерной модели к двумерной. Предполагается, что синтез идет

непосредственно в твердой фазе, температура плавления не достигается. Кинетика реакции описывается суммарной схемой. Вид кинетической функции соответствует торможению реакции слоем продукта. В первом приближении задача несвязанная. Считается, что условия нагружения влияют на напряженно-деформированное состояние пластины с покрытием совместно с напряжениями и деформациями тепловой и химической природы. Следующий этап — переход к связанной модели, в которой учитывается изменение скорости реакции и изменение термомеханических свойств.

Литература

1. Евстигнеев Н.К., Князева А.Г. Влияние условий нагружения на режимы твердофазного превращения в пластине // ПМТФ. – 2011. – Т. 52. – № 3.
2. Сорокова С.Н., Князева А.Г. Численное исследование влияния технологических параметров на состав и напряженно-деформированное состояние покрытия, синтезируемого в условиях электронно-лучевого нагрева // Теоретические основы химической технологии. – 2010. – Т. 44. – № 2.

Разработка составов и технологии получения новых пеностекольных материалов

Казьмина О.В., Мухортова А.В., Семухин Б.С.¹

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия, kazmina@tpu.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Наиболее безопасным и долговечным материалом, имеющим высокие теплоизоляционные свойства и ряд преимуществ перед другими видами строительных материалов, является пеностекло. Актуальным является решение проблемы получения исходного продукта для получения пеностекольного материала (стеклогранулята) по энергосберегающей технологии, минуя процесс варки стекла. Низкотемпературный способ получения гранулята (< 950 °С) без применения стеклоплавильных агрегатов позволит значительно снизить энергетические затраты и вредные выбросы в атмосферу. В связи с этим особую актуальность приобретают вопросы расширения сырьевой базы для синтеза стеклогранулята за счет использования распространенного природного сырья и техногенных отходов, в том числе некондиционных для стекловарения сырьевых материалов. Системное решение научных и практических задач определения базовых составов в силикатных и алюмосиликатных системах, выбора сырьевых компонентов, обеспечивающих протекание процессов силикато- и стеклообразования, и достижения необходимой однородности конечного продукта является определяющим в решении рассматриваемой проблемы.

Наиболее перспективным для производства пеностекольных материалов считается кремнеземистое и алюмосиликатное сырье природного или техногенного происхождения, включая отсеvy кварцевых песков, маршаллит, диатомит, опока, цеолит, перлит, золошлаковые отходы тепловых электростанций.

Целью работы, проводимой в НИ ТПУ на кафедре технологии силикатов и наноматериалов, являлась разработка технологии нового вида теплоизоляционных материалов с наноструктурными составляющими на базе установления закономерностей формирования пористой структуры материалов, обладающих улучшенными физико-механическими свойствами.

Для достижения этой цели были решены следующие задачи. Проведен анализ теоретического и экспериментального материала в области получения пеностекла и развития минерально-сырьевой базы для получения пеностекольных материалов, минуя процесс стекловарения. Разработаны критерии оценки возможности использования кремнеземистого и алюмосиликатного сырья природного или техногенного происхождения для синтеза стеклофазы по низкотемпературной технологии. Исследованы особенности компактирования тонкодисперсных шихт на основе кремнеземистого и алюмосиликатного сырья и процессов силикато- и стеклообразования при их термообработке. Исследованы физико-химические процессы формирования структуры гранулята, влияние технологических факторов на процесс вспенивания при получении мелкопористой однородной структуры пеноматериала. Установлены зависимости физико-механических свойств пеностеклокристаллических материалов от количества и размера кристаллической фазы. Предложены методики определения параметров технологии, фазового состава и свойств материала: определение температуры обработки шихты при получении гранулята; определение кристаллической фазы в стеклокристаллическом материале при выборе оптимального состава и режима термообработки шихты с учетом количественного содержания остаточной кристаллической фазы; определение температурного интервала размягчения гранулята и вязкости композиции.

Разработанная технология получения стеклогранулята на основе исходной шихты с использованием кремнеземистого и алюмосиликатного сырья для производства пеностеклокристаллических материалов прошла апробирование в условиях опытно-промышленной электрической печи типа ПЭК-8 в Сибирском силикатном центре (г. Томск). Технология производства пеностеклокристаллического материала способом непрерывной ленты предложена в качестве рабочей документации для проекта цеха пеностекла, организация которого планируется на базе

тонкодисперсных кварцевых песков, добываемых ГОК «Ильменит», в проекте строящегося завода флот-стекла (ОАО «ТЗПЛ», г. Томск).

Данная работа проводилась в рамках государственных научных и научно-технических программ поддержки Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере, Федерального агентства по науке и инновациям, гранта РФФИ, 7 рамочной программы (FP7-NMP-2008-SMALL-2, CP-FP 228536-2 NEPHN), в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–1013 гг.

Структура керамик $ZrO_2(MgO)$ переменного состава

Калатур Е.С., Промахов В.В., Буякова С.П., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kalatures@mail.ru

Керамики на основе твердых растворов ZrO_2-MgO доэвтектоидного состава нашли широкое применение в качестве конструкционных и функциональных материалов. Однако в системе ZrO_2-MgO существует широкий диапазон кубических твердых растворов. Эти материалы весьма слабо изучены, между тем они могут представлять значительный интерес с точки зрения создания композиционных материалов ZrO_2-MgO .

Цель работы — изучение фазового состава и параметров кристаллической структуры керамик ZrO_2-MgO переменного состава.

Исследования осуществлялись на керамиках ZrO_2-MgO переменного состава. Образцы керамик получены прессованием порошков и последующим спеканием прессовок при температуре 1650 °С с изотермической выдержкой в течение 1 ч, что соответствовало, согласно диаграмме состояния, области существования кубического твердого раствора $ZrO_2(MgO)$.

Согласно диаграмме состояния системы ZrO_2-MgO , соотношение компонентов в исходных порошках соответствовало доэвтектоидному (8.6 мол. % MgO), эвтектоидному (13.9 мол. %) и заэвтектоидным (25.4, 35.1 и 43.3 мол. %) составам.

На дифрактограммах керамик доэвтектоидного и заэвтектоидного составов присутствовали рефлексы диоксида циркония, находящегося в высокотемпературных кубической, тетрагональной и в низкотемпературной моноклинной модификациях, и рефлексы, принадлежащие цирконату магния $Mg_2Zr_5O_{12}$. На рентгеновских дифрактограммах керамик заэвтектоидных составов присутствовали дифракционные максимумы, соответствующие MgO . Фазовый состав керамик эвтектоидного состава был представлен только высокотемпературной кубической модификацией ZrO_2 .

В керамиках доэвтектоидного и заэвтектоидных составов преобладающей являлась кубическая модификация диоксида циркония, однако имела место разница в ее количестве в зависимости от соотношения компонентов в системе ZrO_2 – MgO . Доля кубической модификации в керамиках доэвтектоидного состава составила в среднем 70 %, в заэвтектоидных составах ее доля не превышала 50 %. Количество тетрагональной модификации ZrO_2 в доэвтектоидном составе не превышало 15 %, в керамиках заэвтектоидных составов составляло в среднем 10 %. Максимальное количество моноклинной модификации ZrO_2 присутствовало в керамиках с наибольшим количеством оксида магния в системе ZrO_2 – MgO , и ее доля составила в среднем 50 %.

В структуре керамик хорошо различимы зерна различных компонентов — диоксида циркония и оксида магния. Согласно данным энергодисперсионного рентгеновского микроанализа, светлые выделения соответствуют диоксиду циркония, а темные — оксиду магния. В структуре керамик доэвтектоидного состава в поле зерен кубической модификации ZrO_2 присутствуют выделения тетрагональной модификации ZrO_2 , средний размер которых составил 0.63 мкм. В структуре керамик эвтектоидного состава хорошо различимы зерна кубического ZrO_2 . Доля оксида магния, не вошедшего в твердый раствор ZrO_2 – MgO , в заэвтектоидных составах увеличилась от 14.3 до 22.1 % при увеличении количества MgO в системе ZrO_2 – MgO . Средний размер зерен оксида магния в заэвтектоидных составах оставался одинаковым с увеличением количества оксида магния в системе ZrO_2 – MgO и не превышал 1.5 мкм (рис. 1). В керамиках доэвтектоидного и эвтектоидного составов средний размер зерен ZrO_2 составил 9.6 и 10 мкм соответственно. В керамиках заэвтектоидных составов с увеличением количества оксида магния в системе происходило уменьшение среднего размера зерна ZrO_2 от 5.13 до 2.7 мкм.

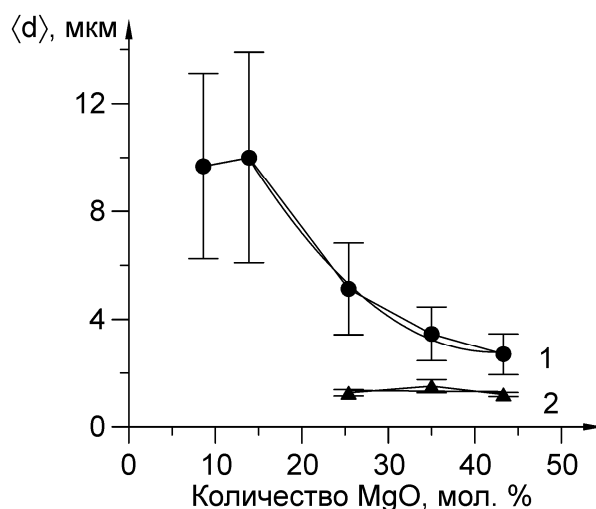


Рис. 1. Зависимость среднего размера зерен от количества MgO в системе ZrO_2 – MgO для зерен ZrO_2 (1) и MgO (2)

Связь размеров областей когерентного рассеяния в поликристаллическом α -кварце с мезоструктурой кремнеземистой керамики

Каныгина О.Н., Четверикова А.Г.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, 460018, Россия,
onkan@mail.ru

Технология получения композиционных керамических материалов не должна быть чрезвычайно энергоемкой, затратной и должна способствовать утилизации техногенного сырья. Исследования должны проводиться в области определения новых мезо-, микро- и нанопараметров, позволяющих оценивать структурные и фазовые превращения при тепловых воздействиях во время спекания композиционных керамических материалов. Интересна идея использования эффективных размеров областей когерентного рассеяния доминирующих фаз для оценки структурных изменений, происходящих в материале. Ее реализация позволит исключить проведение многочисленных серий обжигов для выбора оптимальных режимов.

Большинство глин содержит более 50 % кремнезема. Кремнезем встречается главным образом в виде минерала кварца. Поведение кварца, основного компонента керамической массы, во многом определяет результат синтеза, мезоструктуру керамики. В связи с этим важно изучить влияние температуры спекания на эволюцию параметров наноструктуры поликристаллов кварца. Известно, что по параметрам областей когерентного рассеяния можно оценить механическую неустойчивость в пористой керамике.

Авторами проведен расчет размеров областей когерентного рассеяния для дифракционных линий кварца, установлена связь фазовых превращений в кварцевых кристаллитах с размерами областей когерентного рассеяния. Рассчитаны температурные зависимости размеров областей когерентного рассеяния для α -кварца при синтезе армированной SiC-частицами глины. Установлено, что изменения размеров областей когерентного рассеяния являются адекватным откликом на структурные изменения и термодинамическое состояние системы. Уменьшение размеров областей когерентного рассеяния соответствует повышению теплоемкости и, следовательно, термодинамической неустойчивости керамического материала. Напротив, резкое увеличение размеров областей когерентного рассеяния (от 100 до 280 нм) совпадает с термодинамической устойчивостью. Этот вывод подтверждается результатами механических испытаний и анализом мезоструктурных параметров. Получено, что при температурах 950 и 1050 °С полиморфные превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$ -кварц за-

вершаются образованием достаточно выраженных текстур типа [100]. Интенсивность линий с индексами (100) и (200) превышает стандартную более чем в два раза.

Можно считать, что повышение термодинамической стабильности в процессе спекания при температурах 950 и 1050 °С обусловлено дополнительной диссипацией энергии на образование текстуры кристаллитами кварца. Преимущественное выстраивание кристаллов α -кварца вдоль оси c соответствует эффекту увеличения размеров областей когерентного рассеяния. Размеры областей когерентного рассеяния являются информативным параметром наноструктуры, полезным при исследовании физических процессов, формирующих мезоструктуру керамики при спекании.

Сверхэластичность в монокристаллах ферромагнитного сплава CoNiGa, состаренных под сжимающей нагрузкой

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кретьнина И.В.

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия,
irbas@sibmail.com

На монокристаллах [123] ферромагнитного сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ с B2-L1_0 мартенситным превращением исследована величина сверхэластичности в зависимости от числа вариантов частиц и температуры испытания при деформации сжатием.

Установлено, что после старения при $T = 623$ К в течение 3 ч происходит выделение частиц γ -фазы. Частицы γ -фазы имеют неравноосную пластинчатую форму с длиной $L = 15$ нм и с плоскостью габитуса, параллельной плоскости (111) B2 -фазы. При старении под сжимающей нагрузкой $\sigma = 150$ МПа в монокристаллах [123] растет один вариант частиц γ -фазы, а при старении в свободном состоянии — четыре варианта частиц. При старении в свободном состоянии температура начала прямого мартенситного превращения при охлаждении $M_S = 140$ К. Старение под нагрузкой $\sigma = 150$ МПа повышает M_S до 175 К. Образование одного варианта частиц γ -фазы в кристаллах [123] под нагрузкой приводит к появлению внутренних напряжений, связанных с различием в атомных параметрах дисперсных частиц и мартенсита. Эти внутренние напряжения способствуют повышению M_S для B2-L1_0 мартенситного превращения в кристаллах с одним вариантом частиц γ -фазы по сравнению с четырьмя, где внутренние напряжения от каждого варианта частиц компенсируют друг друга. В результате этого в температурном интервале образования мартенсита L1_0 под нагрузкой в кристаллах [123] с одним

вариантом частиц γ -фазы напряжения σ_{SIM} для образования под нагрузкой кристаллов $L1_0$ -мартенсита оказываются меньше, чем для кристаллов [123] с четырьмя вариантами частиц γ -фазы при одной температуре испытания.

Экспериментально установлено, что выделение частиц γ -фазы приводит к развитию сверхэластичности в широком температурном интервале $\Delta T_{CЭ} = 327$ К. В закаленных [123] кристаллах температурный интервал сверхэластичности $\Delta T_{CЭ} = 157$ К и максимальная температура, при которой имеет место сверхэластичность $T = 473$ К. При выделении частиц γ -фазы температурный интервал сверхэластичности увеличивается в 2 раза, а максимальная температура, при которой наблюдается сверхэластичность, оказывается равной 623 К. Монокристаллы [123], состаренные под нагрузкой и в свободном состоянии, характеризуются общими закономерностями изменения величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и величины сверхэластичности ε_{SE} с ростом температуры. При T вблизи A_f (температуры конца обратного мартенситного превращения) при нагреве кристаллы [123] характеризуются широким механическим гистерезисом $\Delta\sigma = 200\text{--}250$ МПа, который с ростом температуры до $T = 490$ К уменьшается до $100\text{--}150$ МПа, а затем опять увеличивается. Величина сверхэластичности в кристаллах [123], состаренных под нагрузкой и без, оказывается меньше, чем в исходных кристаллах $\varepsilon_{SE} = 3.2\%$ и с ростом температуры уменьшается от $\varepsilon_{SE} = 2\%$ при $T = 290$ К до $\varepsilon_{SE} = 1.5\%$ при $T = 623$ К. Физическая причина уменьшения величины сверхэластичности в состаренных кристаллах связана с особенностями взаимодействия кристаллов мартенсита с дисперсными частицами. Дисперсные частицы изменяют тонкую структуру кристаллов $L1_0$ -мартенсита, и $B2\text{-}L1_0$ мартенситное превращение, как показывают *in situ* эксперименты, происходит в объемах между частицами. Дисперсные частицы являются препятствиями для кристаллов $L1_0$ -мартенсита, сами не испытывают мартенситного превращения и деформируются упруго. Толщина двойников в этом случае уменьшается почти в 10 раз по сравнению с однофазными кристаллами. Частицы могут подавлять раздвоение мартенсита, что и является причиной уменьшения ε_{SE} в состаренных кристаллах по сравнению с закаленными.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-03-00154-а и CRDF RUE1-2940-TO-09.

Влияние водорода на ориентационную зависимость критических скалывающих напряжений в монокристаллах аустенитной нержавеющей стали с низкой величиной энергии дефекта упаковки

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В.

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия,
kireeva@spti.tsu.ru

На монокристаллах $[\bar{1}11]$, $[001]$ аустенитной нержавеющей стали Fe – 18 % Cr – 12 % Ni – 2 % Mo – (0.3–0.45) % N (мас. %) с низкой энергией дефекта упаковки $\gamma_{\text{ду}} = 0.025$ Дж/м² при деформации растяжением исследована ориентационная зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{\text{кр}}$ от времени наводораживания $t = 2\text{--}48$ ч при плотности тока 50 мА/см², при $T = 77$ и 300 К.

При $T = 77$ К насыщение водородом приводит к росту $\tau_{\text{кр}}$ относительно этих же кристаллов без водорода и к усилению ориентационной зависимости $\tau_{\text{кр}}$, которая обнаружена в монокристаллах аустенитной нержавеющей стали с азотом: $\tau_{\text{кр}}[001] > \tau_{\text{кр}}[\bar{1}11]$. При малых временах наводораживания ориентационная зависимость $\tau_{\text{кр}}$ связана с ориентационной зависимостью величины расщепления $a/2\langle 110 \rangle$ дислокаций на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$, а при больших $t = 48$ ч — с ориентационной зависимостью механизма деформации: скольжением в $[001]$ -кристаллах и двойникованием в $[\bar{1}11]$ -кристаллах. Установлено, что эффект упрочнения от атомов водорода при $T = 77$ К зависит от концентрации азота. В монокристаллах аустенитной нержавеющей стали с меньшей концентрацией азота $C_{\text{N}} = 0.3$ мас. % при $T = 77$ К эффект упрочнения $\Delta\tau_{\text{кр}} = \tau_{\text{кр}}(N + \text{H}_2) - \tau_{\text{кр}}(N)$ оказывается больше, чем в кристаллах с большим содержанием азота $C_{\text{N}} = 0.45$ мас. % при том же времени наводораживания.

При $T = 300$ К и малых временах наводораживания $t = 2$ ч в $[\bar{1}11]$ -кристаллах наблюдается эффект упрочнения, в $[001]$ -кристаллах, напротив, — эффект разупрочнения относительно состояния без водорода. Это приводит к новому типу ориентационной зависимости $\tau_{\text{кр}}$: $\tau_{\text{кр}}[\bar{1}11] > \tau_{\text{кр}}[001]$. Установлено, что эффект упрочнения в $[\bar{1}11]$ -кристаллах при легировании водородом связан с развитием двойникования с начала пластического течения, а эффект разупрочнения в $[001]$ -кристаллах — с экранированием полей упругих напряжений при взаимодействии полных дислокаций с атомами водорода. При больших временах наводораживания $t > 5$ ч ориентационная зависимость $\tau_{\text{кр}}$ меняет знак и

$\tau_{кр}[001] > \tau_{кр}[\bar{1}11]$. Установлено, что физическая причина смены знака ориентационной зависимости $\tau_{кр}$ связана с двумя факторами: локализацией деформации и экранированием полей упругих напряжений при взаимодействии дислокаций с атомами водорода.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ №№ 10-08-92501ИК_а, 06-08-00151_а и CRDF RUE1-2983-TO-10.

Эволюция структуры суперсплава Ni–Al–Me после отжига

Козлов Э.В., Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Конева Н.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия, kozlov@tsuab.ru

Целью настоящей работы являлось исследование фазового состава и морфологии структуры многокомпонентного сплава на основе Ni–Co–Al, содержащего также элементы Cr, Mo, Ta, W, Re и Ru, суммарное количество которых не превышало 12 ат. %. Сплав был получен методом направленной кристаллизации и подвергнут отжигам при температуре $T = 1000$ °С в течение 118, 372 и 1274 ч. Методами исследования были оптическая, растровая и просвечивающая дифракционная электронная микроскопия.

Исследования показали, что основными фазами, в сплаве являются γ и γ' . Фаза γ — это твердый раствор с ближним атомным порядком на базе ГЦК-кристаллической решетки. Фаза γ' — это твердый раствор с дальним атомным порядком на базе сверхструктуры $L1_2$. Присутствующие в сплаве элементы неоднородно распределены между γ - и γ' -фазами, а именно: Ni примерно одинаково распределен по обеим фазам; Co — его в 2 раза больше в γ -фазе, чем в γ' -фазе; бóльшая часть Cr и Mo находится также в γ -фазе. Этой фазе отдает преимущество в распределении также W. Наконец, Re практически полностью находится в γ -фазе. Небольшая часть Re и Ru находится в составе мелких частиц фазы $Al_6(Re, Ru)$, расположенных на дислокациях. Объемная доля фазы $Al_6(Re, Ru)$ составляет $\sim 2 \cdot 10^{-3}$, в ней сосредоточено не более $3 \cdot 10^{-4}$ объемной доли Re. Al и Ta, напротив, сосредоточены в γ' -фазе. В состоянии после направленной кристаллизации сохраняется типичное для γ/γ' -сплавов взаимное расположение фаз. Квазикубоиды γ' -фазы присутствуют в значительном количестве в структуре сплава, они разделяются прослойками γ -фазы. Термин «квази» используется из-за того, что огранка кристаллов γ' -фазы является слегка закругленной.

В ходе отжига происходит значительное изменение структуры материала. Структура материала определяется 4 типами: во-первых, это

квазикубоиды, во-вторых, полосовые анизотропные структуры, в-третьих, анизотропные структуры полосового типа с частицами σ -фазы и, в-четвертых, бесструктурные участки (участки с полностью разрушенными квазикубоидами), содержащие крупные двухфазные области. Первый тип — квазикубоиды. При отжиге их объемная доля изменяется: после 118-часового отжига квазикубоиды занимают весь объем материала, после 372 ч и, тем более, 1274 ч отжига квазикубоидами занята лишь часть объема материала (не более 30 %). Второй тип — структуры, характеризующиеся высокой степенью анизотропии и слоистостью. Они представляют собой сильно разрушенные квазикубоиды, от которых остались полосовые структуры, состоящие из прослоек γ' - и γ -фаз. Третий тип структур — анизотропные структуры полосового типа, содержащие частицы σ -фазы. Эти структуры состоят в основном из γ' -фазы. Прослойки γ -фазы вытянуты в одном из направлений. Другое направление обозначено стержневыми частицами σ -фазы. Четвертый тип — структура с крупными двухфазными областями, где квазикубоиды полностью разрушены. Установлено, что основная фаза здесь γ . Также присутствуют двухфазные выделения. Основа выделений — монокристаллическая δ -фаза типа $AlTa_2$ и(или) $Al_{13}Ru_4$. Внутри δ -фазы рассеяны наноразмерные частицы фазы Лавеса состава $Ta_3Ni_2Cr_2Co$. Характерная особенность этих областей заключается в следующем: в них полностью разрушен дальний атомный порядок. По-видимому, γ' -образующие элементы перешли в крупные выделения вновь образованных фаз — в δ -фазу и фазу Лавеса. В исследуемом сплаве такими элементами являются Al и Ta. Таким образом, разрушение дальнего атомного порядка обусловлено превращением, заключающимся в фазовой перекристаллизации с образованием новых фаз. В условиях ползучести такие участки создают условия для разрушения материала.

Структура и свойства керамик, полученных из порошковых систем бифракционного состава

Козлова А.В., Буякова С.П., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия
Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, kozlovaannav@yandex.ru

Один из подходов управления структурой материалов, получаемых по порошковым технологиям, — использование порошковых систем бифракционного состава: с крупными частицами основной фракции и более мелкими частицами фракции связки. Этот подход весьма эффек-

тивно может использоваться и для получения пористых материалов. Введение тонкодисперсной фракции в грубодисперсный порошок позволит решить проблему снижения прочности при увеличении пористости в структуре непластичных материалов, ограничивающую их использование.

В работе исследовались материалы, полученные из смеси грубодисперсного и высокодисперсного порошков ZrO_2 со средним размером частиц 12 мкм и 0.79 мкм соответственно. Доля высокодисперсной фракции в смеси варьировалась от 20 до 80 об. %. Смеси порошков прессовались при давлении 120 МПа и спекались при гомологической температуре 0.65 в течение часа.

При имеющейся разнице в среднем размере частиц в порошках ZrO_2 керамики, полученные только из высокодисперсного и грубодисперсного порошков, практически не отличались по объему порового пространства, в обоих случаях пористость в образцах была близка к 20 %. На рис. 1, а приведена зависимость пористости в керамиках, полученных из порошковых смесей переменного состава, от содержания высокодисперсной фракции. Так, введение в грубодисперсный порошок высокодисперсной фракции менее 5 % приводило к сокращению пористости в керамиках, при объемной доле высокодисперсной фракции в смеси от 20 до 60 % пористость в получаемых керамиках возрастала.

Как и следовало ожидать, увеличение доли высокодисперсной фракции привело к уменьшению размера пор в получаемых керамиках от 9 мкм в образцах, полученных из грубодисперсного порошка, до 2.5 мкм в образцах, полученных из высокодисперсного порошка.

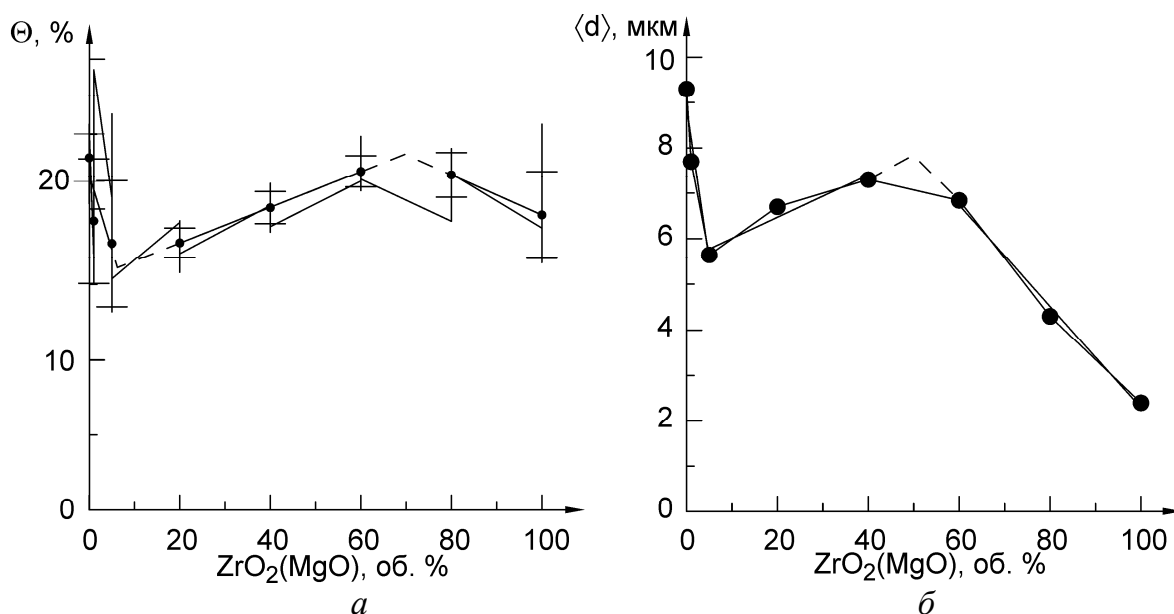


Рис. 1. Зависимость пористости (а) и среднего размера пор (б) от содержания высокодисперсного порошка

Зависимость среднего размера пор от дисперсности порошка, подобно зависимости объема порового пространства в полученных керамиках, нелинейна (рис. 1, б).

При одинаковом объеме порового пространства в керамике, полученной из грубодисперсного порошка ZrO_2 , пористость представлена, по большей мере, сообщающимися поровыми кластерами. В керамике, полученной из высокодисперсного порошка ZrO_2 , преобладают изолированные поры. Увеличение доли высокодисперсной фракции в смеси с грубодисперсным порошком сопровождалось увеличением числа изолированных пор.

Пористая структура керамических материалов $ZrO_2-Al_2O_3$

Козлова А.В., Жуков И.А., Буякова С.П.¹, Кульков С.Н.¹

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, gofra930@gmail.com

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Диоксид циркония, по сравнению с другими тугоплавкими материалами, обладает аномально низкой теплопроводностью, величина коэффициента теплопроводности уменьшается с увеличением пористости. Широко используемый способ получения пористой керамики — метод органических порообразующих добавок, имеющий существенный недостаток — присутствие в материале продуктов выгорания порообразователя. Альтернативой использованию органических порообразователей при получении пористых керамических материалов служит использование порошковых смесей из пустотелых частиц, или в качестве порообразующего процесса — разложение гидроокиси металла до окисла.

Исследования показали, что порошки ZrO_2 были сильно агломерированы и состояли из плотных сферических частиц и тонкостенных частиц, не имеющих регулярной формы. Порошок Al_2O_3 состоял из полых частиц, что определило его выбор в качестве компонента порошковых смесей для получения пористых композитов $ZrO_2-Al_2O_3$. Порошок гидроокиси алюминия состоял из сферических агрегатов, сформированных частицами с хорошей огранкой.

Композиционные материалы получены двумя способами. Первый способ заключался в приготовлении и последующем формовании порошковых смесей ZrO_2 и Al_2O_3 . Во втором способе для получения композитов использовались смеси порошков ZrO_2 и гидроокиси алюминия. Объемная доля Al_2O_3 в получаемых композиционных материалах варьировалась от 5 до 40 %. Порошковые смеси готовились в режиме мокрого

смешивания. Спекание формовок производилось при температуре 1650 °С с изотермической выдержкой в течение часа.

В керамике ZrO_2 без добавки оксида алюминия пористость составила 40 %. Добавка порошка Al_2O_3 в порошок ZrO_2 в количестве 5 об. % привела к увеличению пористости до 60 %, и это был максимальный объем порового пространства в композитах, полученных из порошковых смесей оксидов. При увеличении объемной доли порошка оксида алюминия в порошковой смеси пористость в получаемых композитах уменьшалась. В образцах композиционных материалов $ZrO_2-Al_2O_3$ с количеством оксида алюминия 40 % пористость в среднем составляла 25 %.

В композитах, полученных из смесей порошков ZrO_2 и $Al(OH)_3$, увеличение объемной доли оксида алюминия сопровождалось увеличением объема порового пространства от 10 до 25 % при количестве оксида алюминия 5 и 40 % соответственно.

В композитах, полученных из порошковых смесей оксидов, средний размер пор уменьшался с увеличением объемной доли Al_2O_3 . Средний размер пор в композитах с объемной долей Al_2O_3 5 % составлял 17 мкм, а в композитах с объемной долей Al_2O_3 40 % — 9 мкм. В образцах с наименьшим количеством оксида алюминия пористость была представлена сообщающимися порами, основная доля порового пространства в композитах приходилась на сферические поры.

В композитах $ZrO_2-Al_2O_3$, полученных из порошковых смесей $ZrO_2-Al(OH)_3$, увеличение оксида алюминия сопровождалось увеличением среднего размера пор. В композитах с наименьшим содержанием Al_2O_3 5 % средний размер пор составил 18 мкм, а в композитах с объемной долей Al_2O_3 50 % средний размер пор составил 25 мкм. В образцах керамики $ZrO_2(Y_2O_3)$ средний размер пор составил 1.5 мкм.

Влияние температуры деформации и энергии дефекта упаковки на накопление дислокаций в поликристаллах сплавов Cu–Al

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия, koneva@tsuab.ru

Известно, что скалярная плотность дислокаций ρ , которая накапливается при деформации в поликристаллах ГЦК-металлов и сплавов, зависит от ряда факторов. Наиболее важными из них являются размер зерна, температура деформации, величина твердорастворного упрочнения,

исходная плотность дислокаций, скорость деформации, энергия дефекта упаковки. Измерения плотности дислокаций методом просвечивающей электронной микроскопии для установления зависимостей ρ от выше перечисленных факторов практически не проводились.

В настоящем докладе представлены результаты исследований влияния температуры испытания T и энергии дефекта упаковки γ на накопление дислокаций в зависимости от степени деформации. Материалами исследования были поликристаллы твердых растворов Cu–Al в интервале концентраций Al от 0.5 до 14 ат. %. В этом интервале концентраций Al энергия дефекта упаковки в сплавах Cu–Al изменяется от 10 до 60 МДж/м². Она уменьшается с увеличением содержания Al в сплаве. Средние размеры зерен в сплавах варьировали в интервале 20–240 мкм. Деформация осуществлялась растяжением со скоростью 10^{-2} с⁻¹ при температурах 293, 523 и 573 К. Исследование дислокационной структуры выполнялось методом просвечивающей электронной микроскопии.

На рис. 1 приведены зависимости скалярной плотности дислокаций ρ в зависимости от энергии дефекта упаковки γ для трех температур испытания и двух размеров зерен. Из рисунка видно, что в интервале $\gamma = 10\text{--}30$ МДж/м² наблюдается сильная зависимость $\rho = f(\gamma)$. С ростом γ скалярная плотность дислокаций уменьшается. Она также уменьшается с увеличением среднего размера зерна. Рост температуры деформации приводит к увеличению ρ . Этот эффект является особенным и характерен лишь для твердых растворов Cu–Al. При $\gamma > 30$ МДж/м² зависимость $\rho = f(\gamma)$ резко ослабевает. Чтобы выявить механизмы, отвечающие за установленные зависимости, необходимо проведение подобных исследований на других ГЦК твердых растворах (хотя бы на основе меди).

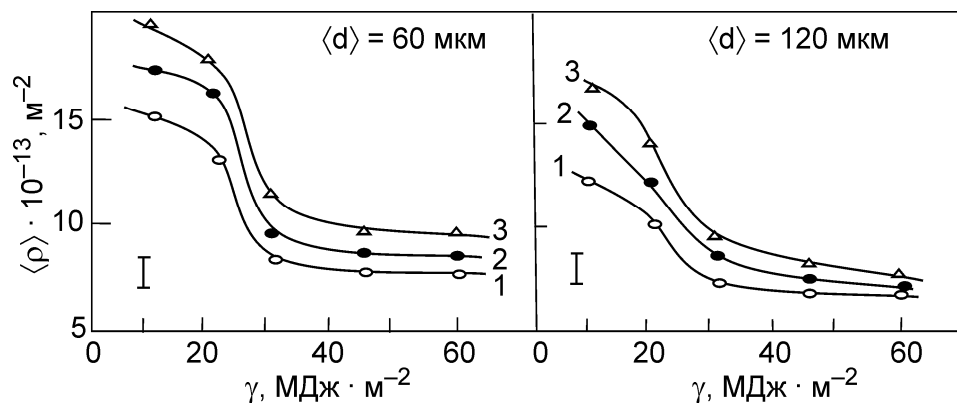


Рис. 1. Зависимость средней скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$ от энергии дефекта упаковки γ при разных размерах зерен $\langle d \rangle$: $T = 293$ (1), 523 (2), 573 К (3). Степень деформации $\varepsilon = 30\%$

Выполненные исследования показали, что твердорастворное упрочнение τ_f растет с увеличением содержания Al в сплавах и уменьшается с увеличением температуры испытания. Поведение скалярной плотности дислокаций не всегда отвечает поведению τ_f , а именно скалярная плотность дислокаций напротив растет с ростом температуры испытания. Есть основание полагать, что этот эффект обусловлен уменьшением энергии дефекта упаковки с ростом температуры испытания. Действительно, изучение дислокационной структуры в исследуемых сплавах показало, что с ростом температуры испытания энергия дефекта упаковки снижается. Свидетельством этого является наблюдение расщепленных дислокаций, плотность которых возрастает с увеличением температуры испытания, также как с увеличением концентрации Al.

Коррозионное поведение титана в крупнокристаллическом и наноструктурном состояниях и кальций-фосфатных покрытий

Комарова Е.Г., Легостаева Е.В., Лямина Г.В.¹, Шаркеев Ю.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
katerina@ispms.tsc.ru

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

К настоящему времени обоснована перспектива улучшения механических свойств чистого титана за счет формирования наноразмерной структуры, что открывает широкие перспективы успешного применения в медицине. Однако формирование наноструктурного состояния может изменить коррозионную стойкость титана за счет формирования высокодефектной микроструктуры в объеме материала. Одним из способов защиты от коррозионных процессов является нанесение на медицинские металлические имплантаты биоактивных кальций-фосфатных (CaP) покрытий, которые при введении в живой организм не оказывают отрицательного воздействия, а наоборот, стимулируют процессы регенерации костной ткани. Целью работы было сравнительное исследование коррозионного поведения титана в крупнокристаллическом и наноструктурном состояниях, в том числе с CaP-покрытиями на поверхности.

Образцы в наноструктурном состоянии были получены из крупнокристаллического титана VT1-0 методом abc-прессования с последующей прокаткой. Кальций-фосфатные покрытия наносились на поверхность титановых образцов на установке MicroArc-3.0 в электролите на основе водного раствора ортофосфорной кислоты, гидроксиапатита и карбоната кальция. Для оценки коррозионной устойчивости были про-

ведены эксперименты по растворению образцов в кислой среде на основе водного раствора плавиковой и серной кислот. Для нахождения энергии активации коррозии проводили растворение образцов в травителе при температурах: 20, 30, 40, 60 и 75 °С. Затем были построены зависимости логарифма скорости коррозии от обратной температуры и проведена линейная интерполяция. Для вычисления значений энергий активации использовали уравнение Аррениуса $v = Ae^{-E_a/RT}$, где v — скорость коррозии; R — универсальная газовая постоянная; E_a — энергия активации; T — температура; A — коэффициент.

Коррозионные испытания показали, что как в наноструктурном, так и крупнокристаллическом состоянии происходит постепенное растворение титана с потерей массы до 20–30 % на 12-й минуте травления. При этом на поверхности образцов наблюдается формирование коррозионного рельефа за счет травления по границам зерен, о чем свидетельствуют данные оптической микроскопии. В то же время изменение массы образцов титана с СаР-покрытиями не происходит до 6-ти минут травления, что указывает на их хорошие защитные свойства. На 9-й минуте травления наблюдается потеря массы образцов до 5–10 %, при этом происходит изменение морфологии поверхности, характеризующееся появлением повреждений, связанных с язвенной коррозией, вплоть до полного отслаивания покрытия.

Интерполяционные зависимости логарифма скорости коррозии от обратной температуры для титана подтвердили, что скорость коррозии практически не зависит от его структурного состояния, что следует из коэффициента наклона кривых и рассчитанных значений энергии активации. ($E_{aTi} = 25$ кДж/моль, $E_{aHCTi} = 29$ кДж/моль). Коррозионное поведение СаР-покрытий значительно отличается: коррозия протекает в два этапа. Первый этап соответствует коррозионному поведению СаР-покрытий при температурах травления 20–40 °С ($E_{aCaP1} = 6$ кДж/моль). На втором этапе при повышении температуры до 75 °С происходит отслоение покрытия, что приводит к резкому повышению скорости коррозии и росту энергии активации обнаженной титановой подложки ($E_{aCaP2} = 39$ кДж/моль).

Таким образом, исследования коррозионного поведения титана в кислотной среде показали, что его коррозионная стойкость не зависит от структурного состояния. Установлено, что СаР-покрытие способно защитить металл от разрушения в агрессивной среде до момента его отслоения от подложки.

Влияние размера частиц сегнетоэластомера на величину электромагнитной эмиссии в клеящих полимерах

Кузнецов В.П.

Кузбасский государственный технический университет, Кемерово, 650000, Россия,
vpk51@rambler.ru

Для диагностики труднодоступных клеевых соединений разработан акустоэлектромагнитный метод, позволяющий определять не только непрочности и отсутствие клея, но и прочность соединения субстратов [1] в виде топологии электромагнитного излучения по плоскости склеивания.

Для увеличения электромагнитной эмиссии проводились изучения влияния на ее величину различных факторов. В ряду таких факторов явилась зависимость электромагнитной эмиссии от размера частиц вводимого в клеящий полимер сегнетоэластомера.

Как видно из экспериментальных данных, уменьшение размера частиц на три порядка увеличивает величину электромагнитной эмиссии на полтора порядка, что увеличивает чувствительность метода пропорционально. Кроме того, уменьшение размера частиц уменьшает электрическое напряжение ориентации частиц в процессе полимеризации клеящего полимера.

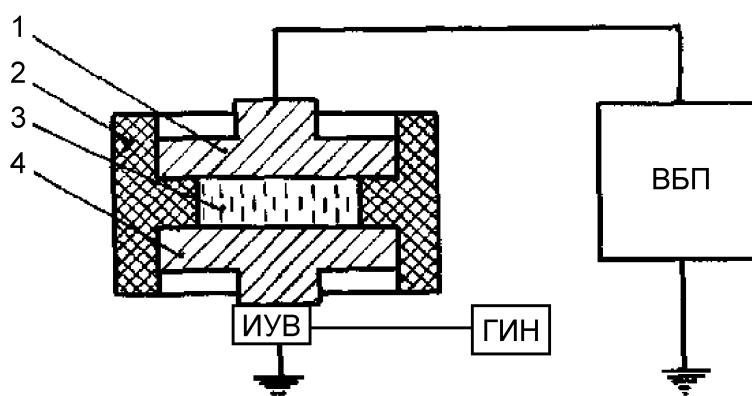


Рис. 1. Установка для исследования влияния размера частиц сегнетоэластомера на величину электромагнитной эмиссии в клеящем полимере: верхний и нижний электроды (нержавеющая сталь) (1, 4); форма (фторопласт) (2); клеящий полимер, содержащий частицы сегнетоэластомера (ЦТС-23) (3); ВБП — для процесса ориентации частиц (высоковольтный блок питания), для процесса регистрации электромагнитной эмиссии (анализатор спектра СК4-59); ИУВ — излучатель упругих волн; ГИН — генератор импульсного напряжения

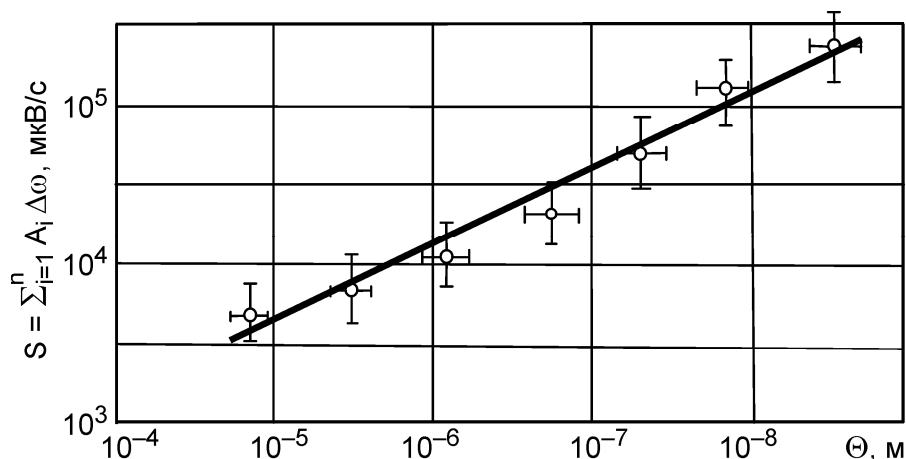


Рис. 2. Зависимость электромагнитной эмиссии от размеров частиц сегнетоэластомера (ЦТС-23)

Литература

1. Кузнецов В.П. Акустоэлектромагнитный метод контроля прочности клеевых соединений / Дис. ... канд. техн. наук. – Кемерово: ТПИ, 1989. – 155 с.
2. А.С. 1352348 СССР, МКИ³ G01N29/04. Способ контроля клеевых соединений композиционных конструкций / В.П. Кузнецов. – Оpubл. в Б.И., 1985, № 42.
3. А.С. 1427292 СССР, МКИ³ G01N29/04. Способ контроля клеевых соединений / В.П. Кузнецов. – Оpubл. в Б.И., 1986, № 36.
4. А.С. 1439489 СССР, МКИ³ G01N29/04. Способ контроля клеевых соединений композиционных изделий / В.П. Кузнецов. – Оpubл. в Б.И., 1987, № 12.

Исследование диффузии атома водорода в кристаллах ГЦК-металлов методом молекулярной динамики

Кулабухова Н.А., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д.

Алтайский государственный технический университет, Барнаул, 656038, Россия,
natalya_domaeva@mail.ru

В настоящее время водородная тематика вызывает большой интерес. Одной из важнейших задач является защита от водородного охрупчивания охлаждающих элементов и тепловыделяющих сборок ядерных реакторов, а также емкостей для хранения ядерного топлива. Не менее актуальной задачей является проблема водородной коррозии металлических конструкций оборудования газонефтяного комплекса. Данные о свойствах систем «металл–водород» и способы неразрушающего контроля позволят оценить время безопасной эксплуатации и провести раннюю диагностику опасной стадии разрушения металлических конструкций. Количество водорода, скорость его миграции, диффузионные ха-

рактические характеристики водорода могут оказаться определяющими факторами в изменении физико-механических свойств металлических конструкций.

Известно, что отличительными особенностями диффузии водорода в металлах являются исключительно малая энергия активации и квантовый характер диффузии при низких температурах, проявляющийся в чистых кристаллах вплоть до комнатной температуры. С ростом температуры и несовершенства кристаллической решетки металла вклад подбарьерной диффузии резко уменьшается, и в основном реализуются классические надбарьерные механизмы. Этот факт позволяет исследовать диффузию легких внедренных атомов классическим методом молекулярной динамики при достаточно высоких температурах.

Настоящая работа посвящена расчету диффузионных характеристик (энергии активации, предэкспоненциального множителя в уравнении Аррениуса) надбарьерной диффузии атома водорода в ГЦК-металлах Pd, Ag, Al и исследованию механизма диффузии водорода методом молекулярной динамики. Взаимодействия атомов металла друг с другом описывались многочастичными потенциалами Клери–Розато. Для описания взаимодействия атомов водорода друг с другом и с атомами металла использовались парные потенциалы Морза.

Ведущий механизм надбарьерной диффузии водорода в ГЦК-металлах, согласно результатам, полученным методом молекулярной динамики, заключается в последовательном пересечении октаэдрических и тетраэдрических пор. При этом чем выше температура, тем реже атом водорода в процессе миграции задерживается в октаэдрических порах. В тетраэдрических порах он не задерживается почти никогда. В металлах, для которых энергии водорода в октаэдрической и тетраэдрической порах отличаются не сильно (например Ag), помимо указанного механизма, миграция водорода может осуществляться по тетраэдрическим порам без пересечения октаэдрических: энергия активации такого механизма ниже, чем при последовательном пересечении пор обоих типов.

С помощью молекулярной динамики в настоящей работе получены значения энергии активации и предэкспоненциального множителя надбарьерной диффузии водорода в металлах Pd, Ag, Al. Полученные данные хорошо согласуются с данными экспериментальных работ.

Электрохимические свойства микродуговых кальций-фосфатных покрытий на цирконии, сформированных в электролитах на основе синтезированного и биологического гидроксиапатита

Куляшова К.С., Шаркеев Ю.П., Легостаева Е.В., Синябрюхов С.Л.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kseniya@ispms.tsc.ru

¹ Институт химии ДВО РАН, Владивосток, 690022, Россия

В последнее время низколегированные сплавы циркония находят все большее применение в медицинских приложениях. По механическим и медико-биологическим свойствам эти сплавы не уступают титану, в том числе в наноструктурированном состоянии. Однако у циркония есть недостаток — он склонен к питтинговой коррозии в хлоридсодержащих электролитах, поэтому на его поверхность следует наносить защитные покрытия, предотвращающие электрохимическую активность материала при введении в организм человека.

Важным требованием к таким покрытиям является их биосовместимость с окружающими тканями. Повысить биоактивные свойства имплантатов можно с помощью нанесения на их поверхность кальций-фосфатных покрытий. Наиболее подходящим для этих целей является гидроксиапатит $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$. В медицинской практике часто применяют биологический гидроксиапатит, который получают из костей крупнорогатого скота. Однако применение такого гидроксиапатита имеет ряд недостатков, основными из которых являются риск передачи инфекций и потенциальная иммуногенность. Поэтому существует необходимость замены биологического гидроксиапатита на химически чистый синтезированный гидроксиапатит, который не только не уступает по своим свойствам биологическому, но и имеет ряд преимуществ, в том числе в этических и медицинском аспектах.

Для сравнения электрохимических характеристик использовали три состояния поверхности циркония: полированную поверхность, с биоактивным кальций-фосфатным покрытием на основе синтезированного гидроксиапатита, с биоактивным кальций-фосфатным покрытием на основе биологического гидроксиапатита. Покрытия формировали методом микродугового оксидирования на установке MicroArc-3.0 в электролитах на основе ортофосфорной кислоты, гидроксиапатита и карбоната кальция. Электрохимические свойства поверхности циркония исследовали методами поляризационных характеристик и электрохимической импедансной спектроскопии на электрохимической системе 12558WB Solartron Analytical. Измерения проводили в аналоге физиологического

раствора — растворе Рингера при температуре 37 ± 0.5 °С. В качестве противоэлектрода использовали покрытую платиной ниобиевую сетку. Электродом сравнения служил хлорсеребряный электрод, заполненный насыщенным раствором КСl. Запись импедансного спектра осуществлялась при значении стационарного потенциала исследуемого электрода. В качестве возмущающего сигнала при этом использовался сигнал синусоидальной формы с амплитудой 15 мВ. Токи коррозии определяли по методу Штерна–Гири.

Анализ электрохимического поведения образцов в растворе Рингера по виду поляризационных кривых показывает, что нанесение кальций-фосфатного покрытия на основе биологического гидроксиапатита приводит к облагораживанию стационарного потенциала образца на 300 мВ в сравнении покрытием на основе биологического гидроксиапатита и на 800 мВ в сравнении с цирконием без покрытия. Результаты потенциодинамических измерений показали, что значения токов коррозии и поляризационного сопротивления для образцов с различной обработкой поверхности близки, однако кальций-фосфатные покрытия позволяют защитить цирконий от питтинговой коррозии.

Использование метода электрохимической импедансной спектроскопии позволило установить отличия в свойствах поверхностных слоев, полученных методом микродугового оксидирования с применением биологического и синтезированного гидроксиапатита. Сопротивление пор покрытий на основе биологического гидроксиапатита выше, чем у покрытий на основе синтезированного гидроксиапатита, однако сопротивление плотного беспористого слоя на порядок меньше.

Таким образом, нанесение кальций-фосфатного биопокрытия методом микродугового оксидирования позволяет создать дополнительный барьерный слой и повысить сопротивление коррозии. Нанесение на циркониевую подложку покрытия на основе синтезированного гидроксиапатита приводит к увеличению сопротивления беспористого (оксидного) слоя, непосредственно прилегающего к поверхности образца, и улучшает защитные свойства кальций-фосфатного покрытия по сравнению с покрытием, для нанесения которого используют биологический гидроксиапатит.

Трибологический контроль смазочной способности рабочих жидкостей

Ларионов С.А., Ефимов М.В., Аникин Е.И., Беляев С.А., Тарасов С.Ю.¹

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, 634003, Россия, sabvt@rambler.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Повышение эксплуатационной надежности машин трибологическим контролем смазочной способности рабочих жидкостей.

Одним из важнейших требований к рабочим жидкостям, применяемые в системах машин, является хорошая смазочная способность, включающая повышенный износ и схватывание трибосопряжений.

Для оценки смазочной способности рабочих жидкостей (моторных, гидравлических и трансмиссионных масел) в ТГАСУ созданы автоматизированные трибологические комплексы, позволяющие эмитировать условия испытаний, максимально приближенные к реальным условиям работы трибосопряжений узлов и агрегатов строительных и дорожных машин. Разработанные методики оценки эксплуатационных свойств смазочных масел в режимах входного контроля и в процессе эксплуатации позволяют оценивать антифрикционные, противоизносные свойства и несущую способность масла за один цикл испытаний.

Трибологические стенды состоят из машины трения, гидравлического привода главного движения, системы циркуляции и терморегуляции, автоматизированной системы управления.

Машина трения содержит рабочую камеру, узел трения которой выполнен по схеме «колодки – ролик», с возможностью самоустановки образцов трения.

Гидравлический привод главного движения осуществляет вращение контртела при помощи регулируемого реверсивного гидромотора.

Нагружение испытуемого узла трения осуществляется гидравлической системой нагружения. Величина давления в полостях нагружения плунжерных пар регистрируется датчиками давления и определяет значение нормальной нагрузки F_N на испытуемый узел трения.

Система циркуляции и терморегуляции испытуемой смазочной сферы обеспечивает стабильные условия проведения испытаний.

Момент трения в стационарном режиме измеряется датчиком момента, частота вращения контртела определяется тахогенератором, температура поверхности трения и испытуемой смазочной среды измеряется термопарами, величина износа определяется взвешиванием образцов-колодок, линейный износ контролируется микрокатером с ценой деления 0.001 мм.

Для управления ходом эксперимента и обработки полученных результатов была разработана специальная программа, которая позволяет в автоматическом режиме задавать закон нагружения и с использованием обратной связи отслеживать его выполнение, регистрировать и обрабатывать информацию в реальном масштабе времени, проводить компьютерный анализ результатов и представлять их в удобном для исследования виде.

Приработка образцов осуществляется при ступенчатой нагрузке, не превышающей $0.5-0.75 \Delta F_{Nmax}$. Противознозные испытания проводятся при постоянной нормальной нагрузке F_N на образцы с регистрацией на аналитических весах суммарной потери массы пары трения за заданный экспериментом путь трения.

Противозадирные свойства масла определяют путем ступенчатого нагружения образцов до критической нагрузки, при которой происходит схватывание.

Разработанные автоматизированные стенды и методики оценки трибологических свойств масел позволяют осуществлять входной контроль смазочных масел, контролировать качество рабочих жидкостей при эксплуатации машины и определять эффективность предлагаемых модификаторов трения.

Физико-химические, трибологические и биологические свойства микродуговых кальций-фосфатных биопокровов на титане и цирконии

*Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П., Хлусов И.А.^{1,2}, Комарова Е.Г.,
Куляшова К.С.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
lego@ispms.tsc.ru

¹ Сибирский государственный медицинский университет, Томск, 634050, Россия

² НОЦ «Биосовместимые материалы и биоинженерия» при ТПУ и СибГМУ,
Томск, 634050, Россия

Выполнены систематические исследования физико-химических (микроструктура, фазовый и элементный составы, пористость, коррозионная стойкость, адгезионная прочность), трибологических (коэффициент трения и износ) и биологических свойств микродуговых кальций-фосфатных покрытий на подложках титана и циркония, легированного ниобием. Изучено влияние электрофизических параметров микродугового нанесения кальций-фосфатных покрытий в электролите и на основе ортофосфорной кислоты с гидроксилпатитом и карбонатом кальция на их физико-механические характеристики, и обнаружены линейные зави-

симости роста толщины, массы и шероховатости, а также размеров структурных элементов-сферолитов и пор от напряжения. Показано, что общая поверхностная пористость покрытий практически не меняется с ростом напряжения и находится в диапазоне 20–25 % для покрытий на титане и в диапазоне 10–15 % для покрытий на цирконии. Найдены оптимальные параметры покрытий, обеспечивающие биоактивность и необходимую адгезионную прочность.

Исследования коррозионных свойств биопокрытий методами потенциодинамической поляризации и электрохимической импедансной спектроскопии показали, что нанесение кальций-фосфатного покрытия методом микродугового оксидирования позволяет создать дополнительный барьерный слой и повысить сопротивление коррозии. Изучение трибологического поведения биокомпозита в паре со сверхвысокомолекулярным полиэтиленом и костной тканью продемонстрировало высокий коэффициент трения 0.4–1.0 в процессе фрикционного взаимодействия, что позволяет исключить смещение при трении имплантата по костной ткани, тем самым усиливая его фиксацию. Это определяет одно из применений кальций-фосфатных покрытий и показывает преимущества имплантатов с разработанными кальций-фосфатными покрытиями перед имплантатами без покрытий.

С использованием корреляционного и регрессионного анализа выявлена роль физико-химических факторов покрытий в регуляции остеогенной дифференцировки стромальных стволовых клеток и продукции костного матрикса и сделано заключение о том, что фазовый состав и кристалличность покрытий являются менее значимыми и определяющими факторами для контроля биоинженерии костной ткани по сравнению с его рельефом. С помощью растровой электронной микроскопии показано, что выраженный рельеф ($R_a = 2.5\text{--}6.0$ мкм) кальций-фосфатных покрытий играет важную роль в создании 3D-архитектоники клеточной культуры, позволяющей одновременно растворять (функция остеокластов) искусственную поверхность и синтезировать новый межклеточный матрикс из продуктов растворения (функция остеобластов). Установлено, что в условиях контакта стромальных стволовых клеток с кальций-фосфатными покрытиями их шероховатость является ведущим фактором в формировании искусственных микротерриторий, способствующих остеогенезу на молекулярном, клеточном и тканевом уровнях организации живой материи.

Предлагаемые пористые кальций-фосфатные покрытия представляют интерес для медицинской практики в качестве биопокрытий на титановых и циркониевых имплантатах и были использованы при создании дентальных винтовых внутрикостных имплантатов из наноструктурного титана.

Исследование кровоостанавливающего действия электроположительного сорбционного материала

Лернер М.И., Псахье С.Г., Глазкова Е.А., Серова А.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
lerner@ispms.tsc.ru

Несмотря на обилие кровоостанавливающих и перевязочных средств, выпускаемых промышленностью, проблема быстрой остановки кровотечений остается актуальной. Дальнейший прогресс в разработке новых кровоостанавливающих средств связан с созданием электроположительных материалов. Поскольку кровь представляет собой коллоидный раствор, на поверхности клеток крови существует двойной электрический слой. На границе слоя возникает электрокинетический потенциал, играющий важную роль в стабилизации клеток и предотвращающий их агрегацию. При изменении ионных условий диффузный слой сжимается и барьер, препятствующий агрегации клеток, снижается. Вследствие этого при контакте клеток крови с электроположительным материалом образуется тромб, останавливающий кровотечение. Целью настоящей работы являлось исследование кровоостанавливающего действия сорбционного материала на основе микроволокон ацетата целлюлозы и мезопористых электроположительных в водных средах частиц оксигидроксида алюминия.

Разработанный сорбционный материал состоит из синтезированных в контролируемых условиях электроположительных частиц, представляющих собой нанолиты складчатой структуры, объединенные в мезопористые ассоциаты микронных размеров, и иммобилизованные на волокнистой основе (рис. 1). Частицы оксигидроксида алюминия равномерно распределены в объеме полимерной матрицы.

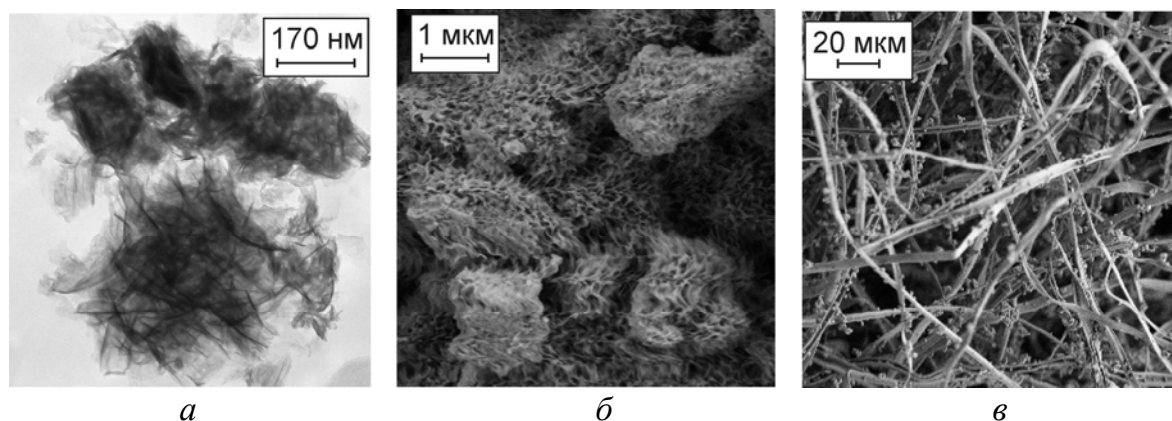


Рис. 1. Структура сорбционного материала: нанолиты оксигидроксида алюминия (а), ассоциаты микронных размеров (б), волокна полимерного материала с частицами оксигидроксида алюминия (в)

Таблица 1

Реологические свойства крови доноров

| Показатель | Исходная тромбоэластограмма | Тромбоэластограмма в условиях контакта крови с сорбционным материалом | <i>P</i> |
|------------|--------------------------------|---|----------|
| Ag | -3.900 ± 0.33 | -5.900 ± 0.795 | 0.064 |

Материал имеет следующие характеристики: величина дзета-потенциала — до 60 мВ, поверхностная плотность — 105–115 г/м², средний размер волокон матрицы — от 1.5–3 мкм, впитывающая способность — более 20 г/г.

Исследование влияния сорбционного материала на реологические свойства крови человека проводили на анализаторе реологических свойств крови АРП-01 в ГОУ ВПО СибГМУ г. Томск. Измерялись характеристики исходной венозной крови 10 доноров и свойства крови в присутствии сорбционного материала (табл. 1). В экспериментах наблюдалось изменение только показателя Ag, который косвенно отражает степень агрегации тромбоцитов, и его рост указывает на интенсификацию агрегативных процессов. Показатель Ag продемонстрировал выраженную тенденцию к увеличению степени агрегации тромбоцитов приблизительно на 50 % в результате активации первичного (сосудистотромбоцитарного) звена гемостаза при отсутствии значимых изменений со стороны коагуляционного звена гемостаза и фибринолитической активности крови.

Таким образом, электроположительные частицы оксигидроксида алюминия вызывают активную агрегацию тромбоцитов и являются перспективным материалом для создания кровоостанавливающих средств. Вероятным механизмом действия материала является агрегация тромбоцитов вследствие разрушения диффузионной части двойного электрического слоя при их контакте с электроположительными в водных средах частицами оксигидроксида алюминия.

Применение сопряженного акустического и радиационного воздействия на содержащие водород металлы для неразрушающего контроля

Лидер А.М., Ларионов В.В., Лисичко Е.В.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия, lider@tpu.ru

Миграция водорода в металлах рассмотрена под действием ионизирующего и акустического излучения. Установлено, что сопряженное

воздействие ионизирующего и акустического воздействия приводит к усилению (возникновению интерференционного эффекта) миграции водорода в металлах. Механизм переноса водорода определяется взаимодействием ионизирующего излучения с водородной подсистемой металлов и наличием вибродиффузионного эффекта.

В условиях внешнего акустического воздействия возможно коллективное движение водородной подсистемы. В результате увлечения атомов водорода волной возникает перенос водорода в направлении распространения волны. Вклад указанного механизма переноса в поток внедренных атомов в поле упругой волны дополняется эффектом вибродиффузионного переноса как на стадии появления волны, так и на стадии ее затухания. Это явление отражается в обнаруженной нами зависимости переноса водорода от длительности и скважности акустического воздействия. Представляет интерес изучение воздействия на систему «металл – водород» сопряженного радиационного и акустического излучения. Цель работы: миграция водорода в металлах под действием сопряженного (одновременного) радиационного в допороговой области и акустического излучения, определение условий выхода водорода из металлов. В экспериментах использованы образцы, концентрация водорода в которых достигала 0.00072 мас. % (около 0.07 ат. % или 7.2 мг/кг), после 100 ч электролиза — 0.0104 мас. % (104 мг/кг). Изучены кинетические кривые газовыделения из нержавеющей стали 12Х18Н10Т в режиме линейного нагрева. Исследование включало следующие этапы: 1) обработка поверхности стали и циркония акустическим излучением с последующим насыщением образцов водородом; 2) насыщение водородом с последующим воздействием акустическим излучением; 3) насыщение водородом с последующим воздействием электронным пучком и сопряженным акустическим излучением; 4) обработка поверхности стали и циркония (акустическим излучением), насыщение водородом с последующим радиационным и акустическим излучением. Результат свидетельствует о том, что в условиях облучения сильно связанный водород выделяется при более низких температурах, в то время как при обычном нагреве до 250 °С в основном выделяется водород, адсорбированный на поверхности образца. Область непосредственного возбуждения электронами не захватывает всего объема образца, т.к. глубина проникновения электронов меньше толщины образца. Потеря энергии акустических волн существенно зависит от содержания водорода в металле. В процессе наводораживания образцов стали 12Х18Н10Т, сплавов циркония (Э-110, Э-125) и титана (ВТ1-0), одновременно подвергаемых акустическому воздействию, в материалах обнаруживается рост концентрации водорода в области акустического воздействия. Радиационно-возбужденная водородная подсистема обладает свойством более полно поглощать

энергию акустического излучения, т.е. при достаточно большой концентрации водорода в объеме металла колебательные возбуждения более эффективно «расплываются» по всему объему образца. Значение концентрации водорода зависит от длительности и периодичности внешнего акустического воздействия на образец. Скорее всего аналогичный эффект возможен и при других методах воздействия (магнитный, электрический и т.д.).

Содержание водорода как по концентрации, так и по его энергии связи в металле оказывает существенное влияние на конечные механические свойства металла. Параметры акустического излучения существенно коррелируют с содержанием водорода и могут служить индикатором состояния металла. Результаты работы полезны при неразрушающем контроле наводороженных металлов.

Влияние модификации поверхности никелида титана ионами циркония, кремния или титана на мезенхимальные стволовые клетки крысы *in vitro*

Матвеева В.А., Лотков А.И.¹, Мейснер Л.Л.¹, Артемьева Л.В., Мейснер С.Н.¹, Матвеев А.Л.

Институт химической биологии и фундаментальной медицины СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия, vam@niboch.nsc.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Эффективными методами улучшения биосовместимости изделий из никелида титана являются методы ионно- и электронно-лучевой модификации поверхности, нанесения тонких покрытий из биотолерантных химических элементов или композитов. Использование методов направленного изменения физико-химических и механических свойств поверхностных слоев делает необходимым изучение влияния обработок поверхности образцов на биосовместимость на культурах и линиях клеток человека и животных. Для оценки цитотоксичности тестируемых материалов и изучения свойств их поверхности на культуре мезенхимальных стволовых клеток использовали образцы никелида титана с наноструктурными поверхностными слоями, содержащими цирконий, кремний или титан, шероховатость поверхностей которых получали в результате химического травления и электрополировки или механической машинной шлифовки и электрополировки.

Анализ полученных результатов показал, что образцы никелида титана не оказывают прямого токсического действия на мезенхимальные стволовые клетки. При культивировании в присутствии образцов клетки прикреплялись к поверхности лунки культивирования, сохраняли фиб-

робластоподобную форму, способность к пролиферации и формированию колоний. Жизнеспособность клеток составляла около 95 %, что сопоставимо с процентом жизнеспособных клеток, культивируемых без образцов. Присутствие образцов не влияло на эффективность пролиферации мезенхимальных стволовых клеток. Число колоний в присутствии образцов было сопоставимо с числом колоний, образованных при культивировании клеток без образцов.

Исследование влияния свойств поверхностей никелида титана на формирование колоний мезенхимальных стволовых клеток показало, что поверхности образцов независимо от их модификации обеспечивали прикрепление и пролиферацию клеток. Обнаружена тенденция зависимости числа колоний от модификации поверхности никелида титана ионами циркония, кремния или титана. Согласно результатам клонирования мезенхимальных стволовых клеток, наибольшее число колоний на единицу поверхности в единицу времени наблюдали на гладкой поверхности с кремниевым покрытием.

Таким образом, исследуемые образцы из никелида титана с наноструктурными поверхностными слоями, содержащими цирконий, кремний или титан нетоксичны для мезенхимальных стволовых клеток крысы *in vitro*. При культивировании в присутствии тестируемых материалов или на их поверхности клетки сохраняли жизнеспособность, адгезивные, морфологические свойства, способность к пролиферации и формированию колоний.

Работа поддержана междисциплинарным интеграционным проектом СО РАН № 57.

Влияние ионного легирования и шероховатости поверхности на биосовместимость никелида титана

*Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Матвеева В.А.¹,
Артемова Л.В.¹, Мейснер С.Н., Матвеев А.Л.¹*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, Россия,
llm@ispms.tsc.ru

¹ Институт химической биологии и фундаментальной медицины СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия

В докладе представлены результаты исследования влияния химического состава и шероховатости тонких (менее 100 нм) легированных поверхностных слоев на свойства биосовместимости никелида титана. Индикатором биосовместимости являлись интенсивность и особенности процесса пролиферации культуры мезенхимальных стволовых клеток крысы и цитотоксичность поверхностей исследуемых образцов. Поверх-

ностные слои, легированные одним из следующих химических элементов — цирконий, титан, кремний, создавали с использованием метода высокодозовой имплантации ионов. Кроме различий в химическом составе, поверхности образцов отличались морфологией и шероховатостью, которую путем специальных поверхностных обработок постепенно изменяли от $\nabla 7$ до $\nabla 11$ класса чистоты.

Проведены детальные исследования химического состава приповерхностных слоев, морфологии и шероховатости поверхности, а также их изменения в зависимости от режимов ионно-пучковой обработки. Показано, что образцы никелида титана с легированными поверхностями не оказывают токсического действия на мезенхимальные стволовые клетки крысы. При культивировании в присутствии тестируемых материалов или на их поверхности мезенхимальные стволовые клетки сохраняли жизнеспособность, адгезивные, морфологические свойства и способность к пролиферации *in vitro*, что подтверждено методами подсчета клеток в камере Горяева, МТТ, проточной цитометрии, световой и флуоресцентной микроскопии. Из проведенных экспериментов следует, что образцы никелида титана, не обрабатывавшиеся ионными пучками, не оказывают действия, стимулирующего пролиферацию мезенхимальных стволовых клеток, что позволяет предполагать биоинертность таких поверхностных слоев, тогда как образцы этого сплава с легированными поверхностными слоями приобрели свойства, благоприятствующие пролиферации мезенхимальных стволовых клеток на их поверхности.

Работа выполнена по проектам СО РАН (№№ III.20.3.1, 57) и при поддержке Министерства образования и науки РФ (госконтракт № 16.740.11.0140).

Оценка остаточных упругих напряжений и градиента модуля упругости в сплаве $\text{Ti}_{49.5}\text{Ni}_{50.5}$

Мейснер Л.Л.^{1,2}, Лотков А.И.¹, Остапенко М.Г.¹, Гудимова Е.Ю.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, thestudent@vtomske.ru

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия

Воздействие потоками заряженных частиц на поверхность никелида титана является причиной возникновения полей внутренних напряжений, локализованных в приповерхностных слоях. Анализ характера распределения этих полей, количественная оценка их уровня и выявление механизмов релаксации имеют важнейшее значение, поскольку в зонах действия этих полей изменяются механические свойства (пластические

свойства, хрупкость, усталостная прочность, коррозионная стойкость) сплавов на основе никелида титана.

Известно, что по закону Гука напряжение прямо пропорционально деформации:

$$\sigma^I = E(hkl, \psi) \varepsilon_\psi(hkl),$$

где $E(hkl, \psi)$ — модуль упругости. При исследовании приповерхностных слоев материалов и тонких пленок применяют анализ напряжений для текстурированных поликристаллов, используя приближение квази-изотропной среды. Важно, что в этом случае при расчете напряжений для учета градиента модуля упругости используют дифракционный фактор напряжений $F^{hkl} = 1/E(hkl, \psi)$, рассчитываемый для каждого кристаллографического направления (hkl) [1].

Целью работы является оценка уровня остаточных напряжений и градиента модуля упругости в приповерхностных слоях $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ после электронно-пучковых воздействий методом рентгеноструктурного анализа.

Расчет величины F^{hkl} проводился по следующей формуле:

$$F^{hkl} = 2S_1^{hkl} + 1/2 S_2^{hkl} \sin^2 \psi,$$

где S_1 и S_2 — константы упругости; ψ — угол между векторами нормалей к отражающей плоскости (hkl) и поверхности образца. Вследствие того, что мы используем приближение квази-изотропной среды, то для определения констант упругости в качестве модели межзеренного взаимодействия воспользовались моделью Реусса [2].

Отметим, что существует различие в анализе объемных материалов и тонких пленок. Стандартная геометрия съемок, при которой глубина проникновения рентгеновских лучей намного больше, чем толщина пленки, не подходит, поэтому применяют геометрию скользящего пучка. Изменение геометрии съемок позволяет изменять толщину анализируемых слоев, значения которых оценивают для получения картины изменения структурных параметров в градиентных материалах.

В докладе представлены результаты расчета упругих напряжений 1-го рода и соответствующих им микродеформаций кристаллической решетки ε^I в В2-фазе сплава $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ после электронно-пучкового воздействия с плотностью энергии в пучке $E = 20$ Дж/см². Выявлено, что в образце после электронно-пучковой обработки в направлениях, перпендикулярных поверхности образца, имеют место напряжения типа растяжения, а при увеличении толщины анализируемого слоя наблюдаются напряжения типа сжатия.

Исследования проведены в рамках госбюджетного проекта № III.20.2.1, комплексного интеграционного проекта СО РАН № 57

(2009–2011 гг.) и при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (госконтракт № 16.740.11.0140).

Литература

1. *Genzel Ch.* X-ray stress analysis in presence of gradients and texture // *Adv. X-Ray Anal.* – 2001. – V. 44. – P. 247–256.
2. *Welzel U., Ligot J., Lamparter P., Vermeulen A.C., Mittemeijer E.J.* Stress analysis of polycrystalline thin films and surface regions by X-ray diffraction // *Appl. Crystall.* – 2005. – V. 38. – P. 1–29.

Разработка и исследование системы пространственного отбора для комptonовской томографии на базе пинхола

Мудров М.А., Капранов Б.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, mudrov_mihail@mail.ru

Рентгеновская томография в последнее десятилетие стала одним из наиболее эффективных методов диагностики как в технических приложениях, так и в медицине. Существуют два типа рентгеновских томографов: трансмиссионный, который восстанавливает (реконструирует) объект на основе регистрации прошедшего через него излучения, и на рассеянном излучении, в котором восстановление осуществляется на основе анализа рассеянного от объекта излучения.

К числу объектов контроля, исследование которых возможно лишь с применением томографии на рассеянном излучении, можно отнести следующие: многослойные корпуса торпедных катеров, поиск за корпусом или под палубой несущих балок, ребер жесткости, исследование динамики внешнего воздействия на защитные оболочки в авиации, судостроении, корпуса многих изделий в ракетно-космической технике, имеющие диаметр до 8 м. Причем акустическое, магнитное, тепловое и другие виды контроля в большинстве случаев оказываются неприменимыми. При регистрации обратно рассеянного излучения взрывчатые вещества имеют больший контраст по сравнению с бытовыми предметами, чем при регистрации трансмиссионного излучения.

Возможность использования обратно рассеянного рентгеновского излучения основана на том, что интенсивность зарегистрированного детектором сигнала определяется функцией распределения в пространстве объекта источников излучения и 3-х координатной функцией пространственной чувствительности детектора. В данной работе проанализирована возможность использования обратно рассеянного излучения для контроля объектов и системы, работающих по этому принципу.

Для реконструкции используется двухкоординатный позиционно-чувствительный детектор с пинхольной апертурой. Пинхол представляет обычно собой отверстие небольшого диаметра (до 10 мм) в пластине. На плоскость детектирования пинхол переносит перевернутое изображение.

Расчет прохождения рассеянного излучения через пинхол позволяет определить апертурную функцию.

В известных работах по коллимированию с помощью пинхола, как правило, не учитывается фактор неоднородности систем регистрации, связанных с формой «губок» пинхола. Детальное описание апертурной функции рассеивающего объема пинхола должно учитывать как геометрические искажения, так и учет поглощения в «губках».

В данной работе впервые проведен комплексный анализ влияния геометрических факторов и свойства материала коллиматора на математическую форму апертурной функции рассеивающего объема.

Эта апертурная функция является базой для разработки алгоритма реконструкции в комптоновской томографии. Приведенные в работе результаты позволяют впервые заложить в алгоритм реконструкции представления апертурной функции рассеивающего объема в виде непрерывной функции.

Также была получена и построена зависимость уменьшения телесного угла влета рассеянных гамма-квантов от координаты x точечного рассеивателя P1.

После необходимых расчетов характеристик были получены изображения сечения фантома из оргстекла на рентгеновскую пленку KODAK INDUSTREX HS800 FILM с помощью систем отбора обратно рассеянного излучения на базе пинхола с отверстиями различных диаметров 3, 2 и 1 мм. Под изображением контролируемого объекта приведен проявленный радиографический снимок при эксперименте с пинхолом диаметром 1 мм.

Только пинхольная апертура с диаметром 1 мм обеспечила пространственное разрешение на рентгеновской пленке порядка 1 мм, а пинхолы с диаметром 2 и 3 мм переносят изображение с худшим качеством.

Пинхольные системы являются перспективными для целей коллимации рассеянного излучения в досмотровых системах (аэропорты, порты, таможни и т.д.).

Перспективные высокопрочные титановые сплавы с ультрамелкозернистой структурой, полученные методами интенсивной пластической деформации

Найденкин Е.В., Грабовецкая Г.П., Раточка И.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
nev@ispms.tsc.ru

В последнее время интенсивно разрабатываются и исследуются объемные ультрамелкозернистые (размер зерен менее 1 мкм) металлические материалы, получаемые воздействием интенсивной пластической деформации. На основании большого числа проведенных ранее исследований было установлено, что формирование такой структуры в металлах и сплавах приводит к существенному изменению их механических и физических свойств. Благодаря этому ультрамелкозернистые материалы демонстрируют высокий потенциал возможного практического применения.

В настоящей работе приведены результаты исследований авторов совместно с коллегами по изучению механических и физических свойств ультрамелкозернистых титановых сплавов, полученных методами интенсивной пластической деформации, а также рассмотрены возможные перспективы их практического применения. Ультрамелкозернистая структура в указанных сплавах была сформирована методами всестороннего прессования и горячего прессования с использованием обратимого легирования водородом.

На примере сплавов ВТ6 и ПТ-3В установлено, что формирование ультрамелкозернистой структуры приводит к существенному повышению прочности титановых сплавов при комнатной температуре и сдвигу температурного интервала проявления сверхпластических свойств в область более низких температур. Показано, что снижение температуры реализации сверхпластических свойств титановых сплавов в ультрамелкозернистом состоянии может быть использовано, в частности, для существенного уменьшения температур прокатки этого материала по сравнению с применяемыми в традиционных промышленных технологиях. С использованием этих результатов авторами были разработаны режимы получения из сплава ВТ6 полуфабрикатов в виде прутков с ультрамелкозернистой структурой для изготовления медицинских имплантатов.

При изучении влияния легирования водородом на прочностные и пластические характеристики сплава ВТ6 обнаружено, что формирование ультрамелкозернистой структуры приводит к повышению более чем в два раза предельно допустимой концентрации водорода, при которой

наблюдается переход этого материала к хрупкому разрушению. Повышенное сопротивление водородной хрупкости титановых сплавов в ультрамелкозернистом состоянии может быть использовано для изготовления из них ответственных изделий и конструкций, работающих в водородсодержащих средах.

Формирование ультрамелкозернистой структуры в сплаве ПТ-3В приводит к существенному повышению, помимо прочности, его акустических свойств, что позволяет использовать этот материал для изготовления волноводов ультразвуковых систем. При этом разрушение ступенчатых волноводов, изготовленных из сплава ПТ-3В в ультрамелкозернистом состоянии, происходит при подводимой мощности ультразвука в 1.5–2 раза выше, чем для крупнозернистого состояния сплава. Кроме того, значительно увеличивается ресурс работы при многоцикло-вой нагрузке таких волноводов в условиях повышенной плотности мощности ультразвуковой системы.

**Многоуровневый метод анализа деформации
металлических сплавов и углерод-углеродных
композиционных материалов по данным тензометрии,
картирования деформации на поверхности
и акустической эмиссии**

*Панин С.В.^{1,2}, Бурков М.В.¹, Бяков А.В.¹, Любутин П.С.¹,
Полтаранин М.А.^{1,2}, Гренке В.В.¹, Шакиров И.В.¹,
Титов В.В.¹, Алтухов Ю.А.¹*

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
svp@ispms.tsc.ru

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

Актуальность многоуровневого рассмотрения деформации и разрушения обусловлена многообразием сопровождающих их процессов, взаимодействием и сменой определяющей роли на различных этапах нагружения. Подобное многоуровневое рассмотрение может быть достигнуто путем совместного анализа данных тензометрии, картирования деформации на поверхности и акустической эмиссии.

С использованием разработанного комбинированного метода проведено исследование деформации и разрушения образцов из металлических сплавов и углерод-углеродного композиционного материала с различными концентраторами напряжений. В качестве концентраторов напряжений были выбраны: центральное отверстие, боковой надпил и

комбинация трех полукруглых надрезов, расположенных на разном расстоянии друг от друга. Проведено исследование деформационного поведения образцов из углерод-углеродного композита, которое показывает различие характерных стадий деформирования в металлических сплавах и волокнистых композиционных материалах.

Для статических испытаний применяли электромеханическую машину Instron 5582, а для усталостных — серво-гидравлическую UTM Biss-00-201. Фотографирование поверхности осуществляли с помощью фотокамеры Canon EOS 550D, оснащенной длиннофокусным объективом Canon EF-S 100-400mm 1/4-5.6 IS. Регистрацию акустической эмиссии осуществляли с помощью программно-аппаратного измерительного комплекса на базе ПК [1]. Применение одновременной регистрации несколькими методами позволило проследить и сравнить исследуемые параметры на протяжении всего времени эксперимента.

Для расчета величины интенсивности деформации сдвига γ выбирали определенную область изображения. Например, для металлических образцов с центральным отверстием размер изображения 900×900 пикселей (физические размеры ~11×11 мм). Размеры областей для расчета выбирались с учетом того, чтобы гарантированно наблюдать формирование и развитие в них макрополос деформации для всех типов образцов. В качестве основного информативного параметра данных акустической эмиссии рассчитывали производные от накопления сигналов акустической эмиссии по времени (активность акустической эмиссии dN_{Σ}/dt).

Также картины локализации деформации были смоделированы с использованием расчетного пакета ANSYS.

Численный анализ экспериментальных данных представляет собой диаграммы (зависимости) интенсивности деформации сдвига или активности акустической эмиссии как функций от времени нагружения. Обсуждаются и трактуются причины подобия и различия результатов исследований. Полученные данные предлагается использовать для неразрушающего контроля конструкционных материалов путем обнаружения характерных стадий развития деформации и момента, предшествующего разрушению.

Литература

1. Панин С.В., Бяков А.В., Гренке В.В., Шакиров И.В., Башков О.В. Разработка и испытание лабораторного стенда регистрации и анализа данных акустической эмиссии // Автометрия. – 2011. – Т. 47. – № 1. – С. 115–128.

Закономерности В2–L1₀ мартенситных превращений в монокристаллах и нанокompозитах ферромагнитного сплава Co₃₅Ni₃₅Al₃₀

Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Канафьева А.С., Maier Н.¹

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия,
panchenko@mail.tsu.ru

¹ University Paderborn, Paderborn, 33098, Germany

Закаленные монокристаллы Co₃₅Ni₃₅Al₃₀, испытывающие В2–L1₀ мартенситные превращения, проявляют высокотемпературную сверхэластичность при $T \leq 580$ К [1]. Однако в этих кристаллах В2-фаза не является термически стабильной. Испытания при $T > 473$ К сопровождаются выделением наноразмерных дисперсных частиц вторичных фаз [2]. Предварительное старение позволит стабилизировать микроструктуру и функциональные свойства сплава при высокотемпературных испытаниях и за счет упрочнения В2-фазы наноразмерными частицами, не испытывающими мартенситные превращения, конструировать высокопрочные материалы с обычным и магнитным эффектом памяти формы и высокотемпературной сверхэластичностью. В настоящей работе изучены закономерности развития В2–L1₀ обратимых мартенситных превращений при охлаждении/нагреве и под нагрузкой в закаленных от 1623 К монокристаллах Co₃₅Ni₃₅Al₃₀ (ат. %) и нанокompозитах на их основе, ориентированных вдоль [001]-, [011]- и [123]-направлений.

Установлено, что в закаленном состоянии монокристаллы при комнатной температуре находятся в двухфазном состоянии: В2-фаза и пластичная γ -фаза, объемная доля которой не превышает 2 %. При старении в интервале температур от 473–973 К в В2-матрице выделяются богатые Со частицы с ГПУ- и ГЦК-решеткой и метастабильные частицы Ni₂Al, размер которых определяется температурой и продолжительностью старения. Показано, что при выделении частиц размером $d < 20$ нм (старение при $T \leq 673$ К, $t < 1$ ч) наблюдается снижение температур мартенситных превращений, величина термического гистерезиса не изменяется по сравнению с закаленным состоянием. С ростом размера частиц до $d \geq 50$ нм (межчастичное расстояние $L \leq 50$ нм) при температурах старения $T \geq 673$ К, $t \geq 1$ ч обнаружен резкий рост температурного гистерезиса и полное подавление термоупругих В2–L1₀ мартенситных превращений. Значит, высокопрочные нанокompозиты с термоупругими мартенситными превращениями на основе монокристаллов Co₃₅Ni₃₅Al₃₀ можно конструировать за счет выделения дисперсных частиц размером до 20 нм при температурах старения, не превышающих 673 К.

Экспериментально показано, что величина обратимой деформации при реализации сверхэластичности $\epsilon_{CЭ}$, температурный интервал сверхэластичности $\Delta T_{CЭ}$, величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ определяются микроструктурой кристаллов $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ и ориентацией оси деформации. В закаленном состоянии при сжатии вдоль [001]-направления сверхэластичность наблюдается в широком температурном интервале $\Delta T_{CЭ} = 190$ К с величиной обратимой деформации $\epsilon_{CЭ} = 3.5 (\pm 0.5) \%$ и минимальной величиной рассеяния энергии при обратимых мартенситных превращениях, что характеризуется $\Delta\sigma = 30$ МПа. Кристаллы, ориентированные вдоль [123]-направления, характеризуются более узким температурным интервалом сверхэластичности $\Delta T_{CЭ} = 190$ К, а [011]-кристаллы — более широким механическим гистерезисом $\Delta\sigma = 80$ МПа по сравнению с [001]-кристаллами. Выделение дисперсных частиц размером до 20 нм в кристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ после старения при $T = 673$ К, 0.5 ч приводит, по сравнению с закаленным состоянием, к увеличению критических напряжений образования мартенсита под нагрузкой при комнатной температуре в 2.5 раза и уменьшению величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и, следовательно, величины рассеянной энергии при развитии мартенситных превращений под нагрузкой в 2 раза.

Предложено термодинамическое описание изменения температуры начала мартенситного превращения M_s в зависимости от микроструктуры состаренных монокристаллов и механизмов взаимодействия дисперсных частиц различного размера с кристаллами мартенсита.

Работа выполнена при поддержке программы ФЦП «Кадры» № 14.740.11.0258.

Литература

1. Чумляков Ю.И., Панченко Е.Ю., Овсянников А.В. и др. // ФММ. – 2009. – Т. 107. – С. 207–218.
2. Dadda J., Maier H.J., Karaman I., Chumlyakov Y.I. // Acta Mater. – 2009. – V. 57. – P. 6123–6134.

Термоупругие мартенситные превращения и циклическая стабильность функциональных свойств ферромагнитных монокристаллов NiFeGaCo

*Панченко Е.Ю., Казанцева Л.П., Тимофеева Е.Е.,
Чумляков Ю.И., Maier H.¹*

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия,
panchenko@mail.tsu.ru

¹ University Paderborn, Paderborn, 33098, Germany

В данной работе на монокристаллах новых ферромагнитных сплавов Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆ (ат. %) изучены закономерности развития термоупругих L₂₁-10M-14M-L₁₀ мартенситных превращений и исследовано влияние микроструктуры кристаллов, ориентации оси деформации на циклическую стабильность сверхэластичности при изотермических циклах нагрузки-разгрузки. Исследования проводили на монокристаллах, ориентированных вдоль [001]- и [123]-направлений, в исходном состоянии I и в состаренных состояниях: отжиг при 1373 К, 25 мин, с последующей закалкой + старение при 673 К, 1 ч II и при 673 К, 4 ч III.

Установлено, что кристаллы после роста (I) при комнатной температуре находятся в однофазном состоянии и высокотемпературная фаза имеет L₂₁-структуру. Последующие отжиги приводят к формированию в L₂₁-фазе бимодальной гетерофазной структуры: выделяются крупные частицы γ -фазы длиной 5–10 мкм и мелкие частицы γ' -фазы размером 5–30 нм.

В кристаллах после роста I циклическая стабильность сверхэластичности определяется ориентацией оси деформации. Кристаллы I, ориентированные вдоль [001]-направления, являются устойчивыми к циклическим испытаниям. Развитие обратимых мартенситных превращений под нагрузкой в них сопровождается узким механическим гистерезисом: $\Delta\sigma = 13 (\pm 1)$ МПа, и критические напряжения $\sigma_{0.1}$ образования мартенсита, $\Delta\sigma$, величина обратимой деформации $\epsilon_{C9} = 4.5 (\pm 0.5)$ % не зависят от числа циклов. В [123]-кристаллах I наблюдается сильная деградация сверхэластичности: с увеличением числа циклов с 1 до 100 напряжения $\sigma_{0.1}$ уменьшаются на 44 %, а ϵ_{C9} — на 35 %. Развитие мартенситных превращений под нагрузкой в [123]-кристаллах I характеризуется широким гистерезисом: $\Delta\sigma = 138 (\pm 5)$ МПа.

При старении монокристаллов образуются наноконпозиты, в которых матрица испытывает мартенситные превращения, а частицы — нет. Это приводит к изменению закономерностей развития мартенситных превращений. Во-первых, в наноконпозитах при охлаждении растут мелкие кристаллы мартенсита различных вариантов шириной порядка

2–5 мкм, в отличие от кристаллов после роста (I), в которых наблюдаются крупные клиновидные кристаллы мартенсита шириной до 200 мкм. Во-вторых, в кристаллах с частицами температурные интервалы прямого ($\Delta_1 = M_s - M_f$) и обратного ($\Delta_2 = A_f - A_s$) мартенситных превращений возрастают более чем в 7 раз по сравнению с исходным состоянием. В-третьих, в нанокompозитах наблюдается мартенситное превращение 2-го типа по классификации Тонга–Веймана, обратное превращение начинается при $A_s < M_s$ в условиях противодействующей химической движущей силы за счет накопленной при прямом мартенситном превращении обратимой энергии. Монокристаллы после роста I испытывают мартенситные превращения 1-го типа ($A_s > M_s$). В-четвертых, состаренные кристаллы характеризуются высокой прочностью аустенитной и мартенситной фаз и проявляют высокую циклическую стабильность сверхэластичности независимо от ориентации оси деформации. Развитие обратимых мартенситных превращений под нагрузкой в [001]- и [123]-кристаллах II, III протекает с узким механическим гистерезисом: $\Delta\sigma < 27$ МПа, критические напряжения $\sigma_{0.1}$ образования мартенсита и обратимые деформации не изменяются с увеличением числа циклов, величина обратимой деформации в [001]-кристаллах II, III составляет $\varepsilon_{C\Omega} = 5.5 (\pm 0.5)$ %.

Таким образом, показана возможность создания высокопрочных ферромагнитных материалов с термоупругими мартенситными превращениями на основе монокристаллов $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ с высокой циклической стабильностью термомеханических свойств за счет формирования в них наноструктуры при термической обработке. Предложено термодинамическое описание развития мартенситных превращений в нанокompозитах с учетом вклада упругой и рассеянной энергии в нехимическую составляющую свободной энергии при развитии мартенситных превращений.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 09-03-00103-а и программы ФЦП «Кадры» № 14.740.11.0258.

Исследование магнитных свойств субмикрoкристаллического никеля на основе эффекта Баркгаузена

Петракова И.В., Кузнецов П.В., Рахматулина Т.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
piv@ispms.tsc.ru

Нанокристаллические и субмикрoкристаллические материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации, помимо

перспективных механических свойств (высокой прочности, коррозионной стойкости, износостойкости, обладают рядом других особенностей, таких как уникальные электрические и магнитные свойства [1].

В настоящей работе проведено исследование магнитных свойств субмикроструктурного никеля на основе эффекта Баркгаузена [2]. Известно [2], что в ферромагнитных материалах преимущественным механизмом скачка Баркгаузена является прерывистое, скачкообразное движение доменной стенки через различного рода неоднородности (инородные включения, дефекты, границы зерен и т.д.), препятствующие перестройке доменной структуры. Когда граница домена, смещаясь при увеличении магнитного поля, встречает препятствие (например границу зерна), она останавливается и остается неподвижной при дальнейшем увеличении поля. При некотором возросшем значении поля граница преодолевает препятствие и скачком перемещается дальше, до очередного препятствия, уже без увеличения поля.

Объектами исследования являлись образцы субмикроструктурного никеля в форме двойной лопатки с размером рабочей части $25 \times 2 \times 0.5$ мм³, полученные методом равноканального углового прессования по маршруту B_c (4 прохода) при комнатной температуре. Поверхность образцов перед испытанием механически и электролитически полировали. Отжиг проводили в атмосфере аргона при температурах $T \sim 60, 120, 180, 240, 300, 360$ °С (в течение 15 мин — с целью получения разного размера зерна) и 800 °С (в течении 1 ч — для полной рекристаллизации никеля). Параметры шумов Баркгаузена (число скачков Баркгаузена за цикл перемагничивания) измеряли с помощью цифрового магнитошумового анализатора «Интроскан» (ООО «НПФ Диагностика», Беларусь). Измерение параметров шумов Баркгаузена проводили в двух взаимно-перпендикулярных направлениях.

Результаты исследования ЗСС и механических характеристик образцов субмикроструктурного никеля приведены в работе [3].

Параметры шума Баркгаузена (скачки перемагничивания) измеряли при следующих параметрах: амплитуда тока перемагничивания составляла для исследуемых образцов 200 мА, частота возбуждения сигналов магнитного шума варьировать в пределах 15–1200 Гц.

При исследовании шумов Баркгаузена была обнаружена ярко выраженная анизотропия магнитных свойств в зависимости от направления прокатки. С ростом температуры отжига в интервале 23–240 °С наблюдается монотонное снижение шума Баркгаузена в обоих направлениях. Количество скачков перемагничивания значительно снижается после отжига 300–360 °С. Этот результат согласуется с литературными данными [3].

Сопоставление зависимостей шума Баркгаузена и ЗСС субмикрористаллического никеля от температуры отжига образцов позволило выявить закономерность изменения эффекта Баркгаузена с ростом зерна. Было установлено, что при увеличении размера зерна свыше 400 нм количество скачков Баркгаузена резко падает. Это объясняется уменьшением количества дефектов при отжиге, препятствующих перемагничиванию материала.

Таким образом, метод измерения шума Баркгаузена показал высокую чувствительность при изменении структуры субмикрористаллического никеля, что дает возможность использования его в качестве неразрушающего метода контроля структуры материала.

Литература

1. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
2. *Рудяк В.М.* Эффект Баркгаузена // *Успехи физических наук.* – 1970. – Т. 101. – № 3. – С. 329–462.
3. *Кузнецов П.В., Петракова И.В., Рахматулина Т.В., Корзников А.В.* Количественная характеристика влияния низкотемпературного отжига на зеренно-субзеренную структуру субмикрористаллического никеля с помощью сканирующей туннельной микроскопии // Тезисы Межд. конф. по физ. мезомех., комп. констр. и разработке новых материалов, Томск, 5–9 сентября 2011 г. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2011.

Effect of adding graft UHMWPE and nanofillers onto mechanical properties and wear resistance of ultra-high molecular weight polyethylene mixture

Piriyayon S.¹, Panin S.V.^{1,2}, Kornienko L.A.^{2,3}, Ivanova L.R.³

¹ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, 634050, Russia

² Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, Tomsk, 634021, Russia

³ Russian Materials Science Center, Tomsk, 634021, Russia

UHMWPE (Ultra High Molecular Weight Polyethylene) is widely used in the medical application and is a promising structural material for application in mining, chemical and mechanical engineering. Having very low friction coefficient it might be used even instead of metal friction parts but it calls for further increase of its physical mechanical properties. It is one of the very high resistant materials but it is difficult to bond with other substances. One of perspective ways to bond UHMWPE with filler is its grafting. There is one more interesting approach, when graft UHMWPE is added to UHMWPE in order to react both with latter and nanofiller. This might be achieved be

adding different kind of fillers, in particular nanoscale ones. In this research we attempted to increase the mixture ability of UHMWPE-graft-SMA with SiO₂, CNF and Al₂O₃ for enhancing its wear resistance properties and study the changing of hardness after mixing. We employed UHMWPE powder and graft UHMWPE with anhydride and carboxyl functional groups realized by modification of the polymers in reacting gases (UHMWPE-g-SMA). It was assumed that grafting will provide adhesion between UHMWPE particles. UHMWPE-g-SMA and UHMWPE were mixed using a high speed homogenizer in dry form. The mixture was pure UHMWPE with 0, 3, 5, 10 and 20 wt % of UHMWPE-g-SMA. This material is denoted as UHMWPE-g 0, 3, 5, 10, 20 respectively. And then add 0.5 % SiO₂ (nanosize), 0.5 % CNF (carbon nanofiber) and 0.5 % Al₂O₃ (nanosize) to their mixture. The wear resistance of UHMWPE + UHMWPE-g-SMA specimens is increased when UHMWPE-g-SMA is mixed with UHMWPE powder and nanofillers. SiO₂, CNF and Al₂O₃ nanofiller were added to UHMWPE, the wear intensity is rather different from UHMWPE in initial state (pure) and give rise to increase wear resistance. The results of the wear tests have shown that the highest wear resistances of each group of fillers are UHMWPE-g 5 with 0.5 % SiO₂, UHMWPE-g 3 with 0.5 % CNF and UHMWPE-g 10 with 0.5 % Al₂O₃. However, in contrast with this result, wear resistances is increased when UHMWPE-g-SMA and nanofillers were added. In case of hardness property, hardness does not change effectively.

Фазообразование при легировании Ni₃Al бором, хромом и гафнием

*Попова Н.А., Федорищева М.В.¹, Калашников М.П.¹, Пасенова А.Д.²,
Никоненко Е.Л., Конева Н.А., Козлов Э.В.*

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, 634003,
Россия, kozlov@tsuab.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

Целью настоящей работы было исследование фазового состава сплава Ni₃Al, легированного В, Cr и Hf. Сплав приготовлен методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Методами исследования были рентгеноструктурный анализ и просвечивающая дифракционная электронная микроскопия.

Ni₃Al — фаза высокосимметричная, в которой хорошо растворяются многие элементы длинных периодов (3, 4, 5d). На этом построено легирование фазы Ni₃Al с целью улучшения ее высокотемпературных

свойств. Элементы Cr и Hf растворяются в фазе Ni₃Al по принципу замещения. В табл. 1 приведены фазы, присутствующие в исследуемом сплаве при легировании его элементами В, Cr и Hf. Как видно из таблицы, из многочисленных фаз, которые могут образовываться, согласно диаграммам состояния систем Al–Hf и Ni–Hf, в исследуемом сплаве присутствуют лишь фазы Al₂Hf и AlHfNi. Аналогично из многочисленных фаз системы Al–Cr присутствует только фаза AlCr₂. Очевидно, что из элементов замещения реализовалось небольшое число фаз. Как правило, эти фазы не являются фазами переменного состава. Исключение составляют фазы системы Cr–Al, в которых наблюдается небольшой интервал переменных концентраций.

Бор практически не растворяется в кристаллической решетке Ni₃Al, зато формирует большое число фаз — γ -AlB₁₂, AlB₂, Ni₄B₃, Ni₂B, NiB₁₂, HfB, HfB₁₂. Бор, как элемент, не растворяющийся в сверхструктурах L1₂ и B2, формирует большое число фаз как с основными элементами сплава, так и с легирующими.

Таблица 1

Кристаллографические характеристики сформированных фаз при легировании

| Фазы | Тип кристаллической решетки | Пространственная группа | Параметр кристаллической решетки (нм) |
|---------------------------------|-----------------------------|----------------------------------|---------------------------------------|
| Ni ₃ Al | Кубическая | Pm3m | $a = 3.572$ |
| NiAl | Кубическая | Pm3m | $a = 2.880$ |
| AlCr ₂ | Тетрагональная | P4/mmm | $a = 3.001, c = 8.637$ |
| Cr ₃ Ni ₂ | Тетрагональная | P4 ₂ /mnm | $a = 8.820, c = 4.580$ |
| Al ₂ Hf | Гексагональная | P6 ₃ /mmc | $a = 5.241, c = 8.763$ |
| AlHfNi | Гексагональная | P $\bar{6}$ 2m | $a = 6.885, c = 3.419$ |
| γ -AlB ₁₂ | Орторомбическая | P2 ₁ 2 ₁ 2 | $a = 16.560, b = 17.530, c = 10.160$ |
| AlB ₂ | Гексагональная | P6/mmm | $a = 3.005, c = 3.253$ |
| Ni ₄ B ₃ | Орторомбическая | Pnma | $a = 11.948, b = 2.979, c = 6.564$ |
| Ni ₂ B | Тетрагональная | I4/mcm | $a = 5.149, c = 4.209$ |
| NiB ₁₂ | Кубическая | | $a = 7.366$ |
| HfB | Орторомбическая | Pnma | $a = 6.517, b = 3.218, c = 4.919$ |
| HfB ₁₂ | Кубическая | Fd3m | $a = 7.347$ |

Большое количество новых фаз, образовавшихся при легировании сплава Ni_3Al , способствует измельчению зеренной структуры, стабильности структуры материала в условиях ползучести и, таким образом, улучшает высокотемпературные свойства материала. Между тем, чтобы избежать охрупчивания изделия вторичными фазами, необходимо снизить дефектную структуру и внутренние поля напряжений.

Композиционные порошковые материалы «алюминий – переходный металл» (технологии получения и свойства)

Прибытков Г.А., Коржова В.В., Фирсина И.А., Коростелева Е.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
gapribyt@mail.ru

Литые и спеченные сплавы на основе алюминия со значительным содержанием добавок переходных металлов мало применяются в промышленности. Причина заключается в том, что на большинстве двойных диаграмм «алюминий – переходный металл» имеются от трех (Al–Ni) до девяти (Al–Mo) интерметаллидных соединений. Растворимость большинства переходных металлов в алюминии при комнатной температуре менее 1 %, за исключением титана (12 ат. %), железа (12 ат. %) и ниобия (9 ат. %). Поэтому при концентрациях более 10–15 % пластичность сплавов падает из-за присутствия в структуре твердых и хрупких интерметаллидных включений, что исключает их использование в качестве конструкционных материалов. Известные попытки применить спеченные сплавы «алюминий – переходный металл» для износостойких узлов трения также нельзя признать успешными. Твердые интерметаллидные включения в мягкой алюминиевой матрице в процессе приработки выходят на поверхность и действуют на контртело как абразив, вызывая интенсивный износ.

Некоторые сплавы «алюминий – переходный металл» в области экваторных составов представляют интерес в качестве материалов функционального назначения. В частности, это относится к сплавам Al–Ti и Al–Cr, которые используются для распыляемых катодов при вакуумно-дуговом и магнетронном нанесении износостойких нитридных покрытий на режущий инструмент и ответственные детали машин. Однако при изготовлении катодов из материала околоэкваторных составов возникают большие трудности. Литые сплавы с трудом поддаются механической обработке из-за высокой твердости и хрупкости, а спеченные из элементарных порошков из-за высокой пористости вообще непригодны для использования в качестве катодных материалов. В то же время катодные материалы, полученные из порошковых смесей целевого состава

ва, имеют преимущества перед литыми: большая пространственная однородность состава и структуры из-за отсутствия ликвации, возможность исключить или уменьшить трудоемкую механическую обработку.

Из порошковых технологий наиболее часто используемым для изготовления многокомпонентных катодов следует признать самораспространяющийся высокотемпературный синтез. Недостатком технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза является то, что она может быть реализована в ограниченном диапазоне концентраций компонентов мишеней, поскольку инициирование и прохождение реакции горения возможно только при составах порошковых смесей, имеющих достаточную термичность. Во многих случаях диапазон составов, оптимальных с точки зрения требуемых свойств покрытий, полученных распылением катодов, не совпадает с диапазоном составов, при которых может быть реализован метод, основанный на экзотермических реакциях в порошковых смесях. Поэтому в настоящее время задача разработки альтернативных самораспространяющемуся высокотемпературному синтезу способов изготовления многокомпонентных порошковых катодов является актуальной.

Нами разработаны такие альтернативные способы получения катодных заготовок. Один из способов заключается в твердофазном спекании порошковых смесей титан – алюминид титана-(кремний) вместо спекания смесей порошков чистых элементов. Этот способ позволяет уменьшить пористость спеченных материалов. Другой способ включает горячую допрессовку холоднопрессованных заготовок из смесей элементарных порошков целевых составов. Предварительно были проведены исследования структуры и свойств порошковых композитов в зависимости от технологических режимов холодного формования, спекания и горячей допрессовки.

Катоды, изготовленные из катодных заготовок перспективных составов систем Al–Ti, Al–Ti–Si, Al–Cr, Al–Cr–Si, показали свою работоспособность при вакуумно-дуговом и магнетронном распылении в среде азота. Исследования и испытания полученных при этом нитридных покрытий дали повышенную твердость, адгезию к подложкам и стойкость по сравнению с покрытиями из нитрида титана.

Сравнительный анализ хронограмм фурье-спектра акустической эмиссии в различных парах трения

Рубцов В.Е., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю., Колубаев А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
rvy@ispms.ru

Среди многих факторов, обуславливающих деградацию поверхностного слоя при трении, основными являются пластическое течение материала в поверхностном слое, микроразрушение в области интенсивной пластической деформации и отделение частиц износа, вызванное адгезионным взаимодействием. Обычно эти процессы взаимосвязаны, но, тем не менее, получение информации о доминировании того или иного фактора позволяет получить представление о характере изнашивания, а значит, и найти способ управления этим процессом. Последнее крайне важно для дальнейших разработок износостойких покрытий, материалов и прогнозирования реального ресурса работы трибосопряжения.

К числу наиболее перспективных методов изучения деструкции поверхностного слоя при трении следует отнести метод акустической эмиссии, который позволяет связать протекающие процессы изнашивания с энергией и частотой акустического сигнала. Имеющиеся в литературе данные указывают на то, что появление акустического сигнала при трении обусловлено фрикционными автоколебаниями, которые в ряде случаев препятствуют равномерному движению сопряженных деталей и могут вызвать их повышенный износ. Из публикаций, в которых представлены результаты исследований вибраций и акустической эмиссии при трении, следует, что возникновение упругих колебаний обусловлено уменьшением коэффициента трения при увеличении скорости скольжения. Существует мнение, что акустический сигнал напрямую связан с износом — чем больше износ, тем выше интенсивность акустического сигнала.

Однако до настоящего времени состояние исследований в данной области не позволяет разработать однозначные правила идентификации событий на поверхности трения по сигналу акустической эмиссии для произвольной пары трения в произвольных условиях эксперимента. Как правило, для исследуемой пары трения соответствие события на контактной поверхности и регистрируемого акустического события в заданных условиях трения устанавливается экспериментально. Современной задачей исследований является выяснение того, какую информацию о состоянии поверхностных слоев при трении можно получить из анализа регистрируемых сигналов акустической эмиссии и как ее использовать при изучении изнашивания.

Целью данной работы является сравнительный анализ изменения частотных и амплитудных характеристик акустического сигнала в процессе трения для различных фрикционных пар. Для этого используются фурье-спектры сигнала акустической эмиссии. Наглядно представить изменение как амплитуды, так и частотного спектра акустической эмиссии в процессе трения можно с помощью хронограммы фурье-спектра акустического сигнала. Хронограмма представляет собой полутонное изображение, каждый столбец пикселей которой соответствует фурье-спектру акустического сигнала (фрейма), записанного в определенный момент времени. Столбцы пикселей составляются в хронологическом порядке, и таким образом хронограмма отражает амплитудно-частотные характеристики акустической эмиссии на протяжении всего эксперимента и позволяет сопоставлять события на поверхности трения с изменениями акустического сигнала. Кроме того, для идентификации процессов на поверхности трения проведен сравнительный анализ хронограмм, полученных для различных фрикционных пар в различных условиях трения.

Полученные результаты исследований могут быть полезны для создания новых методов неразрушающего контроля поверхностных слоев при трении, для создания новых износостойких материалов и покрытий, а также для подбора наиболее щадящих режимов эксплуатации материалов в ответственных узлах трения.

Работа выполнена по программе СО РАН (проект № III.20.2.4) и при поддержке РФФИ (грант №10-08-00629).

Структурные изменения поверхности трения и трибологические свойства субмикроструктурной керамики $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$

Саблина Т.Ю., Савченко Н.Л., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
sabtat@ispms.tsc.ru

Известно, что способность керамики на основе поликристаллического тетрагонального диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия (типичная аббревиатура таких материалов в литературе Y-TZP), испытывать фазовые переходы под воздействием приложенных напряжений определяет ее поведение при трении. Как следует из представленных в литературе данных, исследования износостойкости для субмикронной керамики на основе Y-TZP проводились только при относительно малых скоростях скольжения (не выше 1 м/с). Вместе с

тем тот факт, что в таких керамиках мартенситное превращение не действует вследствие того, что размер зерен тетрагональной фазы существенно меньше критического, делает актуальным исследование ее поведения при трении, особенно при высоких скоростях скольжения и высоких температурах, т.е. при тех условиях, где обычная трансформационно-упрочненная керамика теряет свои свойства.

В работе приведены результаты исследования износостойкости, коэффициента трения и структуры поверхностей трения субмикроструктурной (со средним размером зерен 0.2 мкм) керамики $Y-TZP-Al_2O_3$ после трибологических испытаний в паре со стальным диском при давлении 5 МПа в диапазоне скоростей скольжения от 1 до 20 м/с. Показано, что, начиная с 2 м/с поверхность трения покрывает сетка трещин, которая разбивает поверхность на блоки. При этом в случае максимального износа при скорости скольжения 5 м/с внутри таких блоков образуются участки с выкрашиванием. Методом рентгеноструктурного анализа на поверхности трения композита зафиксирована инверсия интенсивностей пиков $T(002)/(200)$ тетрагональной фазы относительно исходного состояния со случайной ориентацией кристаллической решетки, степень которой увеличивалась с ростом скорости скольжения. Полученные результаты обсуждаются в терминах влияния на износ $Y-TZP-Al_2O_3$ процессов переориентации механических двойников тетрагональной фазы без участия мартенситного превращения и образующейся квазижидкой пленки.

Трение и износ керамики ZrO_2-MgO в условиях высокоскоростного скольжения

Саблина Т.Ю., Савченко Н.Л., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
sabtat@ispms.tsc.ru

Изучены процессы износа керамики на основе диоксида циркония частично-стабилизированного оксидом магния при высокоскоростном скольжении по стали без смазывающих добавок. Испытания проводились по схеме «палец – диск» до скоростей скольжения 11 м/с. Процесс трения можно разделить на две стадии. На первой стадии при увеличении скорости скольжения имеет место смена типа износа от нормального до катастрофического с высокой величиной интенсивности изнашивания. На второй стадии величина интенсивности изнашивания уменьшается практически до начальных величин, характерных для малых скоростей скольжения 0.2 м/с. В этой области скоростей имеет место практически безыносное трение керамики ZrO_2-MgO .

В работе показано, что при увеличении скорости скольжения в диапазоне 0.2–3 м/с интенсивность изнашивания повышается за счет формирующейся кубической фазы диоксида циркония на поверхности трения и в осколках изнашивания, которая обладает недостаточными прочностными свойствами, чтобы обеспечивать высокую несущую способность поверхностного слоя, что ведет к процессам охрупчивания. Уменьшение интенсивности изнашивания при скоростях скольжения выше 3 м/с обусловлено уменьшением уровня контактных напряжений вследствие формирования слоя переноса и его перехода из вязкого в квазижидкое состояние, чему также способствует высокая температура в трибоконтакте. 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. При этом когда квазижидкая мягкая пленка покрывает поверхность керамики, коэффициент трения минимальный и приближается к значениям, характерным для трения с граничной смазкой.

Антибактериальный материал на основе наноструктурного оксигидроксида алюминия

*Серова А.Н., Красноженов Е.П.¹, Глазкова Е.А.,
Лернер М.И., Псахье С.Г.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
zarya@sibmail.com

¹ Сибирский государственный медицинский университет, Томск, 634050, Россия

В связи с большим количеством осложнений, возникающих при лечении ран, и резистентностью микроорганизмов к антибиотикам актуальным является создание антисептических сорбирующих материалов и изделий из них. Современные антисептические перевязочные материалы обладают высокой впитывающей способностью раневого содержимого, предотвращают повторное инфицирование раны, создают оптимальный влажностный режим в ране и способствуют активной регенерации тканей. В качестве антибактериальных адсорбирующих повязок используют перевязочные материалы, содержащие TiO_2 , SiO_2 , Al_2O_3 или углеродные материалы. Перспективным направлением является создание новых антисептических материалов на основе электроположительных наноструктурных высокопористых частиц для сорбции и дезактивации патогенных микроорганизмов.

Целью настоящей работы являлось изучение антимикробной и впитывающей способности антибактериального перевязочного материала на основе наноструктурного оксигидроксида алюминия.

Перевязочный материал представляет собой нетканую волокнистую основу из ацетата целлюлозы с диаметром волокон 1–3 мкм с иммобилизованными частицами оксигидроксида алюминия, импрегнированный бактериостатическим компонентом — коллоидным серебром. Отличительной особенностью частиц оксигидроксида алюминия является способность сорбировать из водных сред микроорганизмы за счет электрокинетического потенциала.

Антибактериальную активность перевязочного материала изучали в статических условиях на модельных микробных взвесах. В качестве исследуемых объектов использовали бактерии *E. coli*, *St. aureus*, *P. aeruginosa*, *P. vulgaris* в концентрации 10^3 и 10^7 КОЕ/мл. Данные культуры микроорганизмов были выбраны в качестве объектов исследования как наиболее часто встречающиеся представители микрофлоры инфицированных ран и не представляющие трудности при их культивировании. Концентрацию микроорганизмов определяли посевом модельной микробной взвеси и надосадочной жидкости на плотную питательную среду.

Перевязочный материал обладает высокой впитывающей способностью, достигающей 20 г/г материала. Эффективность адсорбции бактерий перевязочным материалом зависит от вида микроорганизмов, концентрации и времени контакта (табл. 1).

Таблица 1

Антибактериальная активность перевязочного материала

| Образец | Микроорганизм | Исходная концентрация, КОЕ/мл | Время контакта/ Концентрация микроорганизмов, КОЕ/мл | | | | | |
|---------|----------------------|-------------------------------|---|-------|-------|-------|------|------|
| | | | 0.5 ч | 1 ч | 3 ч | 6 ч | 24 ч | 72 ч |
| 1 | <i>E. coli</i> | 10^3 | – | > 300 | 0 | – | 0 | – |
| 2 | <i>St. aureus</i> | 10^3 | – | > 300 | 50 | – | 0 | – |
| 3 | <i>P. aeruginosa</i> | 10^3 | – | > 300 | 35 | – | 0 | – |
| 4 | <i>E. coli</i> | 10^7 | > 300 | 180 | 132 | 20 | 0 | 0 |
| 5 | <i>St. aureus</i> | 10^7 | > 300 | > 300 | > 300 | > 300 | 230 | 2 |
| 6 | <i>P. aeruginosa</i> | 10^7 | > 300 | > 300 | > 300 | > 300 | 0 | 0 |
| 7 | <i>P. vulgaris</i> | 10^7 | > 300 | > 300 | > 300 | > 300 | 45 | 0 |

При исходной обсемененности пробы 10^3 КОЕ/мл уменьшение концентрации микроорганизмов наблюдается через 3 ч контакта с перевязочным материалом, а через 24 ч микроорганизмы в пробе не обнаруживаются. При исходной концентрации 10^7 КОЕ/мл снижение содержания *E. coli* наблюдается через 1 ч контакта, через 24 ч бактерии *P. aeruginosa* и *E. coli* в надосадочной жидкости не обнаруживаются. Концентрация *St. aureus* и *P. vulgaris* в тех же условиях снижается через 24 ч, через 72 ч приближается к нулю.

Таким образом, разработанный антисептический перевязочный материал обладает высокой впитывающей способностью, активно сорбирует и удерживает микроорганизмы. Эффективность адсорбции в большей степени определяется концентрацией микроорганизмов и временем контакта с перевязочным материалом. Антибактериальная способность перевязочного материала по отношению к возбудителям гнойно-воспалительных процессов делает возможным его использование в качестве ранозаживляющего антибактериального средства в гнойной хирургии.

Деформационное поведение и разрушение аморфно-нанокристаллического, нанокристаллического и субмикрокристаллического никелида титана

Скосырский А.Б., Бакач Г.П., Дударев Е.Ф., Малеткина Т.Ю.

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия,
sab@phys.tsu.ru

В настоящей работе исследованы закономерности и особенности деформационного поведения и разрушения сплава $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ при субмикрокристаллической, нанокристаллической и аморфно-нанокристаллической структурах. Плоские образцы деформировали при комнатной температуре растяжением со скоростью $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Для исследования использовали образцы, в которых аморфно-нанокристаллическая структура была получена при интенсивной пластической деформации методом многократной прокатки при комнатной температуре крупнозернистого и субмикрокристаллического сплава $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$. Для формирования нано- и субмикрокристаллической структуры образцы с аморфно-нанокристаллической структурой отжигали в диапазоне температур 250–450 °С в течение 1 ч.

Было выявлено, что изотермическое нагружение никелида титана с аморфно-нанокристаллической структурой (средний размер нанозерен $d \sim 40$ нм) сопровождается сильным понижением пластичности. При этом мартенситное превращение в ходе нагружения не реализуется,

происходит только пластическая деформация с резким повышением предела текучести и предела прочности. Однако величина пластической деформации до начала ее локализации на макромасштабном уровне составляет всего $\sim 2\%$, а относительное удлинение в момент разрушения не превышает 5% . При переходе аморфно-нанокристаллической структуры в нанокристаллическую ($50 < d < 100$ нм) и субмикроструктурную ($100 < d < 500$ нм) происходит существенное изменение деформационного поведения сплава. Во-первых, пластической деформации предшествует неупругая мартенситная деформация, т.е. при нагружении развивается мартенситное превращение. Во-вторых, как и при крупнозернистой структуре, на стадии мартенситной деформации на кривой растяжения наблюдается площадка текучести, на которой величина мартенситной деформации достигает 3% при высоком фазовом пределе текучести ($\sigma_m = 500\text{--}600$ МПа). В-третьих, дислокационный предел текучести σ_T превышает 1800 МПа, а предел прочности — 2000 МПа; однако степень однородной пластической деформации и степень пластической деформации до разрушения остаются невысокими.

Характер разрушения образцов с изменением размера зерен также меняется. Наиболее однородная картина разрушения наблюдается на образцах с аморфно-нанокристаллической структурой: поверхность разрушения (под углом $\sim 60^\circ$ к оси растяжения) с равноосными элементами разрушения, их средний размер — $5\text{--}6$ мкм. Картина поверхности разрушения представлена неглубокими ямками с плоским дном, разделенными невысокими гребнями.

Образцы с нанокристаллической структурой ($50 < d < 70$ нм) разрушались сдвигом по единственной макрополосе локализации пластической деформации, которая формировалась под углом в 45° к оси растяжения; поверхность разрушения представлена областями хрупкого скола, чередующимися с областями сдвига; тип разрушения по структурному признаку смешанный (вязко-хрупкий); средний размер элементов разрушения в областях вязкого разрушения составляет $4\text{--}5$ мкм, а в областях хрупкого разрушения — ~ 8 мкм. Наиболее сложные картины разрушения и макролокализации пластической деформации наблюдаются у образцов с субмикроструктурной структурой: образуются от 2 до 4 макрополос, параллельных и непараллельных друг другу, под углом 60° к оси растяжения. Картина разрушения состоит из нескольких областей с разным характером разрушения. Разрушение образца происходит частично по макрополосе локализации пластической деформации путем скола и по двум областям вне этой полосы путем скола вязкого дорыва с характерным ямочным рельефом. Размеры ямок в областях вязкого разрушения составляют $3\text{--}4$ мкм.

На основе проведенных исследований установлено, что деформационное поведение и характер разрушения никелида титана $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ зависят от структурного состояния и размера зерен. С ростом размера зерен фазовый и дислокационный пределы текучести и коэффициент упрочнения на стадии пластической деформации уменьшаются, а неупругая мартенситная деформация, относительное удлинение до разрушения и доля вязкого разрушения возрастают. Эти данные получены при вариации структуры и размера зерен от нано- до субмикрорекристаллического путем глубокой пластической деформации в предмартенситном исходном состоянии и последующего отжига. Полученные при этом значения дислокационного предела текучести дают основание предположить, что при нано- и нано-субмикрорекристаллических структурах реактивные напряжения могут достигать 1 400–1 500 МПа.

Исследование процессов синтеза в порошковой системе Zr–В при динамическом воздействии

Товпинец А.О., Дмитриева М.А., Лейцин В.Н.

Балтийский федеральный университет им. И. Канта, Калининград,
236041, Россия, tovpinets_a@mail.ru

Работа посвящена численному моделированию физико-химических процессов при уплотнении реагирующих порошковых материалов типа Zr–В, перспективных для использования в качестве конструкционных материалов, жаростойких, окалиностойких и износостойких покрытий в авиа- и ракетостроении, выгорающих поглотителей в атомной энергетике.

Знание физико-химических механизмов взаимодействия реагирующих порошковых компонентов в процессе синтеза тугоплавких соединений позволит исследовать закономерности динамического деформирования реагирующих порошковых материалов со структурой и разработать технологические режимы ударного синтеза соединений с заданными параметрами структуры.

Особенность поведения реагирующих порошковых материалов, не образующих прочного тугоплавкого каркаса в процессе физико-химических превращений, может проявиться в их специфической реакции на увеличение интенсивности механического воздействия. Интенсивность химических превращений, инициированных ударным импульсом, объясняется механической активацией компонентов смеси, определяемой, в свою очередь, пластическим деформированием кристаллической структуры и разрушением поверхностных слоев частиц порошкового тела в процессе схлопывания пор действием ударного импульса. С

ростом интенсивности ударного воздействия выход продукта реакции не монотонен [1].

На разных структурных уровнях реализуются различные механизмы уплотнения. В качестве независимого структурного уровня модели реагирующего порошкового материала вводится уровень порошковой частицы [2]. Считается, что гипотеза о гомогенности состояния микрообъема порошковой среды не выполняется по объему отдельной порошковой частицы. В процессе пластического деформирования и запуска экзотермических химических превращений частицы нагреваются неравномерно по толщине, и если температура поверхностного слоя материала частиц приближается к температуре плавления, то материал перестает уплотняться как пористое деформируемое твердое тело. Это определяет возможность смены механизма внутреннего трения порошковой среды вследствие плавления поверхностного слоя хотя бы одного из реагирующих компонентов. При интенсивном механическом воздействии этот эффект может реализоваться уже в первые моменты ударного перехода и привести к уплотнению порошкового компакта, обеспеченному переупаковкой порошковых частиц без значительного искажения кристаллической структуры материала. Такое уплотнение вызывает уменьшение степени механической активации реагирующей порошковой смеси и невозможность ударного инициирования химических превращений во всем объеме реагирующих компонентов.

Исследовались процессы уплотнения порошковой смеси Zr–В, твердофазный каркас которой неспособен сопротивляться большим сдвиговым нагрузкам вследствие близких температур плавления компонентов. Проводилось исследование влияния смены механизма внутреннего трения порошковой среды на особенности протекания синтеза.

Полученные результаты вычислительных экспериментов свидетельствуют, что переупаковка твердых частиц за счет расплава одного или обоих компонентов смеси является одним из определяющих факторов ударного запуска химических превращений наряду с параметрами структуры и интенсивности механического воздействия. Эффект смены механизма внутреннего трения происходит на разных этапах ударного уплотнения пористой порошковой среды, определяя тем самым ударное инициирование различной доли реагирующих компонентов смеси.

Литература

1. Гордополов Ю.А. Действие ударных волн на процессы и продукты самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: теория и практика. – Черноголовка: Территория, 2001. – С. 294–312.

2. Лейцин В.Н., Кобраль И.В., Дмитриева М.А. Исследование процессов динамического уплотнения реагирующих порошковых смесей типа Ti–C // Вестник ТГУ. – 2003. – № 13. – С. 23–27.

Особенности работы лазерных акустических датчиков с плоскостным и точечным контактами в дефектоскопе, использующем метод свободных колебаний

Хатьков Д.Н., Романов С.И.

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники,
Томск, 634050, Россия, xatek@yandex.ru

При использовании метода свободных колебаний для диагностики объектов контроля на входе акустического датчика появляется затухающее колебание, которое чаще всего имеет сложный характер из-за многочисленных переотражений акустических волн. Вследствие этого, возникает вопрос о наличии какого-либо стабильного участка на таком акустическом сигнале. На данный момент имеется большое разнообразие в конструкциях акустических датчиков, поэтому ограничимся лишь одним признаком — размером контактной области датчика с объектом контроля, т.к. этот параметр влияет на большинство характеристик датчика.

Из всех конструкций лазерных датчиков выберем два лазерных датчика. Первый датчик в силу его конструктивных особенностей имеет точечный контакт с поверхностью, а второй имеет существенно большую поверхность контакта с объектом контроля. В дополнение к этим двум датчикам используем еще один обычный датчик с целью определения его свойств для этих же условий применения. Обычный датчик имеет интегральный контакт, а с точечным контактом он не используется в связи с низкой чувствительностью. Набор этих датчиков устанавливался в лазерном измерительном комплексе, использующем метод свободных колебаний для диагностики объектов контроля [1]. Для анализа использовался набор шести акустических сигналов, полученных с одной и той же точки возбуждения свободных колебаний. Датчики устанавливались в одно и то же место. Сам объект был сложной формы, которая обеспечивала большое количество переотражений акустических колебаний. На сигнале выбирался участок ограниченной длины T , которая была меньше, чем длительность самого сигнала, в 10 раз. Этот отрезок сигнала считался базовым. В последующие измерения он увеличивался пропорционально в 2, 3, 4 и т.д. раз. Выделенный участок сравнивался с аналогичным участком второго сигнала, третьего и т.д. с помощью корреляционной функции. После этого вычислялось ее среднее значение R , которое и являлось измеряемой величиной, представленной на рис. 1.

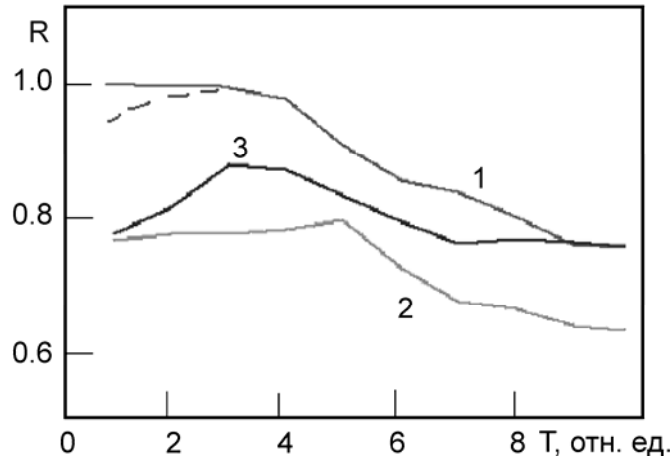


Рис. 1. Зависимость коэффициента корреляции индексированного участка сигнала от размера сравниваемого участка сигнала: обычный датчик (1), лазерный датчик с точечной поверхностью (2), лазерный датчик с плоской поверхностью (3)

На этом рисунке видно, что характер зависимости у всех датчиков практически одинаков. Все они имеют не только максимум, но и спадающий характер. Участок в области максимального значения графика означает, что часть акустического сигнала обладает стабильным характером акустических колебаний. Начальный участок характеристики плавно увеличивается до максимума, что представляет только начинающийся процесс формирования акустического сигнала датчика в месте его приема. Последующая ветвь характеристики, которая плавно уменьшается после максимума, отражает явление акустической интерференции затухающих сигналов от разных участков объекта контроля и показывает, что они не являются одинаковыми. Наличие подобных явлений частично подтверждают расчеты, представленные в [2]. В общем случае видно, что зависимость с меньшим коэффициентом корреляции имеется у лазерного датчика с точечным контактом, а у датчика с плоскостным контактом она выше. Самый большой коэффициент корреляции имеется у обычного датчика, однако он обладает более низкой чувствительностью, чем лазерные датчики. Причем хорошо видно, что у него начало зависимости имеет ровный участок. Это означает, что в данных условиях измерения он не обладает чувствительностью к случайным флуктуациям акустических волн, формирующим сигнал на начальном периоде возбуждения. В некоторых случаях для него все же удавалось получить и плавно возрастающий начальный участок (показан пунктиром).

Таким образом, использование лазерных датчиков в методе свободных колебаний требует комплексного подхода, учитывающего особенности их конструкций в области контакта с объектом контроля, чувствительность и условия применимости.

Литература

1. Программный комплекс формирования диаграммы неоднородностей и определения качества сварного шва металлических труб по сигналам лазерного преобразователя акустических волн // Св-во рег. прогр. ЭВМ № 2007610587, 12.04.2007 г.
2. Хатьков Н.Д., Хатьков Д.Н. Численный вейвлет анализ многократных наложенных отражений акустического импульсного затухающего сигнала в системе «дефект – отражательная стенка» // Докл. Межд. научно-практ. конфер. «Электронные средства и системы управления. Опыт инновационного развития». – Томск, 2007. – Ч. 1. – С. 244–246.

Механохимический синтез модификаций апатита в качестве перспективных материалов для медицины

Чайкина М.В.

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск,
630128, Россия, chaikina@ngs.ru

Минеральная составляющая костной ткани человека и животных представлена гидроксилapatитом — $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ с частичным замещением фосфата на ион карбоната и включением в структуру ряда микроэлементов, частично замещающих ионы кальция и фосфата. В связи с этим в течение нескольких десятилетий синтетический гидроксилapatит используется в качестве материала для замещения дефектов костных тканей, керамики, покрытий имплантатов для костного и зубного протезирования с целью более быстрого их вживления. Выбор оптимального метода синтеза апатита заданного, обычно сложного состава, представляет собой непростую задачу. Традиционными методами синтеза апатита являются — получение из растворов и керамический. Оба эти метода трудоемки и не всегда гарантируют получение однофазного продукта. Одним из перспективных является механохимический метод синтеза разновидностей апатита. Целью данной работы является исследование процессов механохимического синтеза модификаций апатита с различными замещениями в анионной и катионной подрешетке, которые могут использоваться в качестве материалов для медицинских целей.

Наиболее важной проблемой является поиск модифицированных разновидностей гидроксилapatитов в качестве материалов для покрытия имплантатов из титана, его сплавов, циркониевой и алюмооксидной керамики, а также поиски составов гидроксилapatитов, способствующих адгезии покрытий и остеосинтезу при вживлении имплантатов, которому способствует включение ионов, играющих бактерицидную роль.

Проведен синтез как стехиометрического гидроксилapatита, так и его модификаций с частичным замещением ионов фосфата на ионы

ZrO_4^{4-} , SiO_4^{-4} , SO_4^{-2} и др. и кальция — на Zn^{+2} , Cu^{+2} и др. Синтез этих соединений проводился в лабораторных планетарных мощных мельницах типа АГО-2, АПФ и АГО-3, в которых за 30 мин на АГО-2, а за 10–12 мин на АПФ и АГО-3 были получены конечные продукты в нанокристаллическом состоянии. Наблюдение за процессом синтеза и идентификация конечного продукта проводились с использованием методом рентгенофазового анализа, ИК-спектроскопии, высокоразрешающей электронной микроскопии и энерго-дисперсионного рентгеновского микроанализа. Синтезированные образцы стехиометрического и модифицированного гидроксилapatита использовались в качестве покрытий титана и его сплава и изготовления керамики.

Применение метода трансмиссионной рентгеновской томографии высокого разрешения для исследования имплантатов из наноструктурированного титана

*Шаркеев Ю.П., Клименов В.А.¹, Белявская О.А.,
Капранов Б.И.¹, Белкин Д.С.¹, Ерошенко А.Ю.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
obel@ispms.tsc.ru

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

Достижения современной науки по формированию наноструктурированного состояния в титане (как и в других металлах и сплавах) методами интенсивной пластической деформации, позволяющими повышать его механические свойства (предел текучести, предел прочности, твердость, усталостную прочность и циклическую долговечность) до уровня свойств среднепрочных титановых сплавов при сохранении стабильности структуры и свойств в интервале температур от комнатной до 300 °С, привлекают внимание разработчиков изделий медицинского назначения, особенно остеоинтегрируемых имплантатов. Контроль микроструктуры и качества изделий из наноструктурированных материалов, обеспечивающий соответствие материала запланированному уровню механических свойств, обычно производят разрушающими методами. Разработка неразрушающих методов многоуровневого анализа таких материалов с целью обеспечения гарантий качества изделий, производимых из наноструктурированных материалов, является актуальной задачей. В настоящее время не существует методик косвенной (без разрушения) оценки однородности структуры наноструктурированных материалов и изделий из них по физическим характеристикам материала, зависимым от характеристик структуры.

В ИФПМ СО РАН совместно с Новокузнецким государственным институтом усовершенствования врачей (г. Новокузнецк), Сибирским химическим комбинатом (г. Северск) разработаны и запатентованы современные конструкции внутрикостных дентальных имплантатов различных модификаций из наноструктурированного титана ВТ1-0. Дентальные имплантаты из титана с инструментами и принадлежностями ТУ 942422.001-10 имеют преимущества перед широко используемыми имплантатами из титановых сплавов в части сокращения сроков, необходимых для остеоинтеграции, снижения вероятности отторжения имплантатов организмом. Они прошли успешно полный комплекс необходимых испытаний, включая клинические в ведущих клиниках России, подтвердившие их хорошие эксплуатационные и функциональные качества, и рекомендованы к применению в стоматологической практике на территории РФ и регистрации в Федеральной службе по надзору в сфере здравоохранения и социального развития.

При организации производства дентальных имплантатов из наноструктурированного титана, подготовка которого проводится ИФПМ СО РАН, актуальность использования неразрушающих экспрессных методов анализа изделий многократно возрастает. Современная трансмиссионная рентгеновская томография высокого разрешения позволяет исследовать структуру материалов и изделий на уровне 3D-композиций с пространственным разрешением, определяемым размерами фокусного пятна источника рентгеновского излучения.

В работе впервые проведены комплексные исследования возможностей рентгеновской трансмиссионной микротомографии для анализа характеристик и макроструктуры дентальных имплантатов из наноструктурированного титана. Микротомография позволяет производить неразрушающие исследования внутренней трехмерной структуры изделий без их предварительной обработки и подготовки. Эксперименты проводились на томографической установке «Орел», разработанной в лаборатории технических средств неразрушающего контроля Московского института радиотехники и автоматики. В работе исследован метод «физической коррекции», основанный на использовании компенсатора, выводящего границу зоны реконструкции за границу контролируемого имплантата. Для каждого имплантата был получен массив сечений с шагом 100 мкм. Набор этих сечений позволил построить 3D-изображение внутренней структуры изделия.

Метод рентгеновской томографии информативен и позволяет оценивать соответствие внешней и внутренней формы имплантатов требованиям конструкторской документации, обнаруживать макродефекты, в том числе во внутренней полости имплантатов. Метод перспективен и для оценки сопряжения покрытия с поверхностью имплантата в случае

использования варианта конструкции имплантатов с биоактивным покрытием. Метод рентгеновской томографии достаточно производителен и не требует применения сложной оснастки при использовании томографа с целью контроля имплантатов.

Влияние режима термообработки на особенности микроструктуры ферритно-мартенситной (12 % CR) стали ЭК-181

Шевяко Н.А., Тюменцев А.Н.¹, Астафурова Е.Г.¹, Литовченко И.Ю.¹, Чернов В.М.², Леонтьева-Смирнова М.В.²

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, nadejda89tsk@rambler.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Высокотехнологический НИИ неорганических материалов им. ак. А.А. Бочвара,
Москва, 123098, Россия

Проведены исследования жаропрочной малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER-EK-181: Fe–12Cr–2W–V–Ta–B) после термообработок по схемам:

- термообработка стандартная (I): закалка от температуры 1373 К (1 ч, охлаждение на воздухе) + отпуск 993 К, 3 ч, охлаждение на воздухе;
- термообработка стандартная (II): закалка от температуры 1373 К (1 ч, охлаждение на воздухе) + термоциклирование около точки γ – α -перехода (аустенит-феррит) + отпуск 993 К, 1 ч, охлаждение на воздухе.

После рассматриваемых режимов термообработки в стали ЭК-181 наблюдается гетерофазная структура, содержащая такие фазы внедрения как карбиды $M_{23}C_6$ (100–300 нм), а также карбиды на основе ванадия различного состава (VC , V_2C) размерами в пределах от 60 до 120 нм.

Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии выявлены существенные качественные и количественные различия структурно-фазовых состояний после исследуемых режимов термообработки, определяющие их низкотемпературные (хладноломкость) и высокотемпературные (жаропрочность) свойства.

Во-первых, образцы стали ЭК-181, прошедшие термообработку по режиму I, характеризуются образованием высокой плотности наночастиц карбонитридной фазы (на основе V, с ГЦК-решеткой) с размерами менее 5 нм. Обнаружено, что их кристаллическая решетка претерпевает тетрагональные и моноклинные искажения. Во-вторых, установлено формирование после термообработки I структурного состояния с непрерывными разориентировками — источниками достаточно высоких локальных внутренних напряжений, которые в локальных зонах повышен-

ной кривизны сравнимы с величиной предела текучести сплава при комнатной температуре.

В случае термообработки II указанные особенности не обнаружены. Эффекты дисперсного и субструктурного упрочнения после такой термообработки оказываются существенно снижены, что является причиной понижения прочности по сравнению с термообработкой I. Последнее совместно с локальными внутренними напряжениями в зонах повышенной кривизны кристаллической решетки является важным фактором изменения степени хладноломкости стали (снижения температуры хрупко-вязкого перехода).

С целью модификации гетерофазной структуры исследуемой стали проведен ряд дополнительных термообработок. Изучено влияние режима термообработки на характеристики второй фазы. Установлено, что наноразмерные частицы формируются уже на этапе закалки.

Важной особенностью ступенчатой термообработки «закалка от температуры 1373 К (1 ч, охлаждение на воздухе/в воде) + отпуск 773 К, 3 ч + отпуск 873 К, 3 ч + отпуск 993 К, 3 ч» является уменьшение размеров и объемной доли частиц $M_{23}C_6$ при сохранении структурного состояния с высокой плотностью наночастиц карбонитрида ванадия. Обсуждается физическая природа такой модификации и ее влияние на прочностные свойства стали.

**Секция 7.
Проблемы мезомеханики
в молекулярной биологии
и фундаментальной медицине**

Структурно-скейлинговые переходы и моделирование денатурации ДНК

Герасимова Е.И., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, 614013, Россия,
eherasimova@icmm.ru

Работа посвящена исследованию роли коллективных мод дисторсии в процессе денатурации (разделения) двойной спирали молекулы ДНК. В соответствии с [1] молекула ДНК моделируется в виде двух цепей дисков-оснований, связанных ковалентными силами вдоль цепи и водородными силами между основаниями в паре. Предполагалось, что основной вклад в процесс раскрытия пар оснований (формирование дефектов, называемых «открытыми комплексами») дают растяжения и разрывы водородных связей, поэтому рассматриваемая модель учитывает смещения оснований y_j водородных связей, соединяющих основание внутри пары. Потенциал V для водородных связей принимается в виде потенциала Морзе, ковалентные связи моделируются потенциалом W . Гамильтониан модели имеет вид [1, 2]:

$$H_0 = \sum_{j=1}^N \left[\frac{1}{2} m \left(\frac{dy_j}{dt} \right)^2 + W(y_j, y_{j-1}) + V(y_j) \right].$$

В работе моделируется процесс денатурации молекулы ДНК, в ходе которого одна из молекулярных цепей закреплена, а к фиксированной паре оснований другой цепи приложено усилие, определяемое деформацией упругого элемента. Величина приложенного усилия учитывается введением дополнительного слагаемого $c_0/2(vt - y_1)^2$ в модельный гамильтониан, где c_0 — упругая константа; v — постоянная скорость растяжения водородной связи. Модельная молекула состояла из 1024 пар оснований, расчет проводился для временного интервала 10^6 единиц времени, получены зависимости перемещений оснований от времени. Анализ динамики ДНК с использованием описанного потенциала подтвердил результаты работ [1, 2] о роли бризеров — коллективных мод дисторсии в процессах денатурации. В работе также проведена модификация модельного потенциала с использованием бистабильного потенциала W в форме потенциала Гинзбурга–Ландау [3]. Исследованы соответствующие динамические уравнения, что позволило установить формирование конечно-амплитудных возмущений автосолиitonного типа.

Работа выполнена при поддержке (РФФИ грант № 10-01-96051-р_урал_а).

Литература

1. *Peyrard M., Bishop A.R.* Statistical mechanics of a nonlinear model for DNA denaturation // *Phys. Rev. Lett.* – 1989. – V. 62. – P. 2755–2758.
2. *Peyrard M.* Nonlinear dynamics and statistical physics of DNA // *Nonlinearity.* – 2004. – V. 17. – P. R1–R40.
3. *Наймарк О.Б.* Структурно-скейлинговые переходы и локализованные моды дисторсии в двойной спирали ДНК // *Физ. мезомех.* – 2006. – Т. 9. – № 4. – С. 15–29.

Возможности атомно-силовой микроскопии для исследования биологических мембран

Зайцев Б.Н.

ФГУН Государственный научный центр вирусологии и биотехнологии «Вектор»,
Кольцово, Новосибирская обл., 630559, Россия, zaitsev@vector.nsc.ru

Способность работы в жидкой среде, высокое пространственное разрешение и простота препарирования образцов делают атомно-силовую микроскопию эффективным методом изучения биологических мембран. Существует несколько направлений исследования мембран с помощью атомно-силовой микроскопии. Во-первых, атомно-силовая микроскопия позволяет получать данные по топографии поверхности мембран с высоким разрешением прямо в физиологической среде. Это дает возможность изучить тонкое строение мембран, процессы адсорбции на них различных объектов (например вирусных частиц), наблюдать нарушение структуры под действием поражающих факторов, неблагоприятных условий или при развитии различных болезней.

Вторым направлением является изучение микромеханических свойств мембран. Атомно-силовая микроскопия дает возможность определить константу упругости поверхности в точке, оценить ее изменения по поверхности клетки и связать вариации упругости с топографией мембраны.

Следующим направлением применения атомно-силовой микроскопии является комплекс методов, основанный на возможности измерения сил взаимодействия зонда микроскопа с поверхностью объекта. Прикрепив к зонду макромолекулу или иную наночастицу, можно измерить силу специфического взаимодействия между модифицированным зондом и поверхностью мембраны или входящих в ее состав рецепторов. Метод позволяет также определить кинетические параметры этого взаимодействия.

Главные ограничения метода атомно-силовой микроскопии связаны со способом получения информации — механическим воздействием

зонда на образец, а следовательно, возможным разрушением препаратов и их отрывом от подложки. Поэтому в качестве модельных объектов часто используются эритроциты. Они имеют относительно простое строение и достаточно стабильную форму. Заполняющий эритроциты концентрированный раствор гемоглобина препятствует деформации поверхности, оставляет ее практически неизменной при высыхании, что дает возможность проводить исследования на воздухе. В то же время мембрана эритроцитов имеет все атрибуты обычной клеточной мембраны.

Особый интерес представляет анализ структурных изменений биологических мембран с помощью атомно-силовой микроскопии на интактных клетках. Высокая разрешающая способность метода позволяет фиксировать наноструктурные переходы, которые в системе *in vivo* обнаружить невозможно. Это важно при решении таких задач, как взаимодействие клеточных мембран с ионами тяжелых металлов, с наноразмерными частицами любой природы и т.д.

В докладе представлены данные, полученные автором и его коллегами при изучении влияния на мембрану эритроцитов различных нанобъектов: вирусов, неорганических наночастиц, а также активных биологических молекул, таких как белки или гормоны.

Механизм деформации эритроцитов под влиянием АТФ

Куницын В.Г., Некрасова М.Ф.¹

Научно-исследовательский институт биохимии СО РАМН, Новосибирск, 630090, Россия, kunitsyn@ngs.ru

¹ Новосибирский государственный медицинский университет, Новосибирск, 630091, Россия

Одна из важнейших функций аденозинтрифосфата (АТФ) в эритроцитах — осуществление активного переноса ионов K^+ и Na^+ с помощью Na^+,K^+ -АТФазы, т.е. регуляция осмотического давления в клетке. Процесс деформации цельных эритроцитов под влиянием аденозинтрифосфата мало кого интересовал, т.к. до настоящего времени считается, что Na^+,K^+ -АТФаза работает на внутренней поверхности мембраны эритроцита, а доставка аденозинтрифосфата внутрь клетки невозможна. Обнаруженная нами спектрин-актиновая сеть на внешней поверхности эритроцитов позволила по-новому взглянуть на процесс деформации эритроцитов под влиянием аденозинтрифосфата.

Исследовали взаимодействие аденозинтрифосфата с цельными эритроцитами человека при комнатной температуре $T = 25\text{ }^\circ\text{C}$ с помощью УФ-спектрометра Thermo Scientific, Evolution 300, USA. Обнару-

жено уменьшение интенсивности полосы поглощения 415 нм (гипохромный эффект), соответствующей полосе гема в гемоглобине. Для получения дозозависимого эффекта аденозинтрифосфат добавлялся шестикратно, его содержание в пробе последовательно увеличивалось на $2 \cdot 10^{-10}$ М. Уменьшение интенсивности полосы поглощения 415 нм составило 15 % от первой и до седьмой пробы. Характер изменения интенсивности резкий, скачком. Предварительное добавление в пробы эритроцитов цитохалазина В блокировало ответ на аденозинтрифосфат. Интенсивность полосы поглощения 415 нм в этом случае не изменялась, а в некоторых случаях наблюдался гиперхромный эффект, т.е. интенсивность полосы 415 нм напротив увеличивалась после инкубации с аденозинтрифосфатом. Данный феномен объясняется тем, что добавление аденозинтрифосфата во взвесь эритроцитов приводит к объемной деформации (сжатию) клеток и увеличению упорядоченности гемоглобина и гема. Предварительное добавление цитохалазина блокирует деформацию эритроцита, а следовательно, и упорядоченность гемоглобина. Этот эффект возможен потому, что сократительные белки присутствуют не только на внутренней стороне мембраны, но и на внешней поверхности эритроцита. В частности, среди сократительных белков присутствует белок актин F, который обладает Na,K-АТФазной активностью. Добавление цитохалазина В в пробу приводит к связыванию последнего с актином F. С помощью ИК-Фурье-спектроскопии нами установлено, что цитохалазин В на поверхности эритроцита взаимодействует с NH-группой актина, что нарушает связь актина со спектрином и анкирином. Нарушение этой связи и приводит к блокированию деформации эритроцита под влиянием аденозинтрифосфата.

Исследовали взаимодействие аденозинтрифосфата с цельными эритроцитами человека при комнатной температуре $T = 25$ °С с помощью ИК-Фурье-спектрометра Thermo Scientific, Nicolet, USA. Обнаружено увеличение интенсивности полосы поглощения 1636 см^{-1} , соответствующей β -структуре. Интенсивность данной полосы становится сравнимой с полосой 1648 см^{-1} , отнесенной к α -спиралям. Повышение доли β -структуры происходит за счет перехода клубок $\rightarrow \beta$ -структура и α -спираль $\rightarrow \beta$ -структура. Причем поскольку содержание сократительных белков в мембране составляет 50–60 %, то данный структурный переход следует отнести к сократительным белкам. Кроме того, наблюдалось расщепление полосы поглощения NH в области 1541 (деформационные колебания) и 3291 см^{-1} (валентные колебания). Эти расщепления свидетельствуют об увеличении упорядоченности белковых доменов и их взаимодействии между собой. Данные изменения относятся как к сократительным, так и интегральным белкам. Наблюдается и сдвиг полосы поглощения в области 2870 см^{-1} , отнесенной к гемоглобину, что под-

тверждает изменение упорядоченности гемоглобина в эритроцитах при их деформации.

Зарегистрировано увеличение упорядоченности фосфолипидов, что проявляется в появлении полосы 1734 см^{-1} (C=O-связь), сдвиге частоты полос поглощения P=O, POC-связей и изменении их интенсивности. Заслуживает внимания и перераспределение интенсивности полос поглощения 2957 и 2934 см^{-1} , отнесенных к валентным колебаниям СН-связей фосфолипидов.

Таким образом, изучение взаимодействия аденозинтрифосфата с эритроцитами с помощью УФ-спектроскопии показало уменьшение интенсивности полосы поглощения 415 нм , что свидетельствует об увеличении упорядоченности гемоглобина как следствия объемной деформации клетки. Предварительная инкубация эритроцитов с цитохалазином В блокирует деформацию эритроцита при воздействии аденозинтрифосфата, что говорит о наличии сократительной сети на поверхности эритроцита. Данные ИК-Фурье-спектроскопии отражают увеличение упорядоченности мембранных белков и, в частности, сократительных, что проявляется как структурные переходы типа клубок \rightarrow β -структура и α -спираль \rightarrow β -структура, что отражает изменение числа степеней свободы, а следовательно и теплоемкости, симметрии белков и изменение симметрии сократительной сети в связи с увеличением механических напряжений в ней. Полоса поглощения 2870 см^{-1} претерпела сдвиг, что подтверждает изменение упорядоченности гемоглобина в клетке. Зарегистрировано изменение упорядоченности фосфолипидов и их доменов, как следствие перераспределения интенсивности полосы поглощения СН-валентных колебаний и расщепления ряда полос поглощения.

Структурные переходы и изменение некоторых функций эритроцитарных мембран при действии на них наночастиц оксидов металлов

Мокрушников П.В., Панин Л.Е., Зайцев Б.Н.¹, Козельская А.И.²

Научно-исследовательский институт биохимии СО РАМН, Новосибирск,
630117, Россия, pwm64@ngs.ru

¹ ФГУН Государственный научный центр вирусологии и биотехнологии «Вектор»,
Кольцово, Новосибирская обл., 630559, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

В последние десятилетия созданы и широко используются молекулярные соединения линейным размером менее 50 нм (наноструктуры). Попадание этих нанокристаллов внутрь человеческого организма неизбежно. При этом механизм побочного воздействия нанокристаллов на

организм до сих пор не исследовался. В работе изучались изменения структуры и функции мембраны эритроцита под действием нанокристаллов (SiO_2 , Al_2O_3).

Характер изменения морфологии поверхности биомембраны под воздействием нанокристаллов исследовался с помощью атомно-силовой микроскопии. Микровязкость определялась флуоресцентным методом с помощью зонда пирен, что позволяет судить о конформационных изменениях биомембраны. Биохимическим методом измерялась активность K^+ , Na^+ -АТФазы.

К настоящему моменту удалось довольно четко сопоставить результаты атомно-силовой микроскопии и измерений микровязкости для нанокристаллов. При добавлении нанокристаллов кварца во взвесь эритроцитов в количестве более 10^{-8} М микровязкость мембран уменьшалась. Методом атомно-силовой микроскопии зафиксировано появление пор в мембране эритроцитов. Предполагается, что нанокристаллы SiO_2 (характерный размер $d = 15$ нм) внедряются в бислои, а затем покидают его, образуя поры. Происходит разрушение мембраны и гемолиз эритроцитов. При добавлении во взвесь эритроцитов нанокристаллов Al_2O_3 ($d = 35$ нм) микровязкость мембраны не изменялась. Методами атомно-силовой микроскопии установлено, что нанокристаллы не проникают внутрь липидного бислоя мембраны, а абсорбируются на поверхности. Таким образом, образование пор из-за внедрения гидрофобных нанокристаллов в липидный бислой может происходить лишь в том случае, если характерные размеры этих объектов не превышают некоторого критического значения.

Показано, что активность мембраносвязанной K^+ , Na^+ -АТФазы также уменьшалась при воздействии нанокристаллов кварца с $d = 15$ нм, что снижало трансмембранный потенциал эритроцитов. С разрушением биомембраны происходит уменьшение энергии колебаний жидкокристаллической мембраны.

Полученные факты позволяют утверждать, что воздействие наночастиц оксидов металлов может нарушить транспортные функции эритроцитов и значительно ускорить процесс их старения.

Элементы мезомеханики в лабораторной диагностике рассеянного склероза

Некрасова М.Ф., Предтеченская А.В., Куницын В.Г.

Новосибирский государственный медицинский университет, Новосибирск, 630091,
Россия, nekrasova.m@bk.ru

Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, Россия
Научно-исследовательский институт биохимии СО РАМН, Новосибирск, 630090,
Россия

Рассеянный склероз — одно из наиболее распространенных заболеваний центральной нервной системы, встречающееся преимущественно у женщин. По традиционным представлениям, рассеянный склероз связан с аутоиммунным локальным или множественным воспалением миелина проводников головного и спинного мозга с последующей аксональной дегенерацией. Заболевание характеризуется интермиттирующим или хроническим прогрессирующим течением, с постепенной утратой способности центральной нервной системы к ремиелинизации.

Диагностика рассеянного склероза осуществляется преимущественно в режиме клинического наблюдения за изменением неврологического статуса больного и динамикой очагов демиелинизации при выполнении магнитно-резонансной томографии головного мозга, при наличии технической возможности.

Диагностика дебюта заболевания, а также верификация обострения и ремиссии представляют собой весьма непростую задачу, поскольку у большинства больных нет строгих параллелей между изменением картины головного мозга по МРТ и новым этапом болезни.

Нами проведено исследование вязкости взвесей эритроцитов как одного из мезомеханических параметров у больных рассеянным склерозом, позволившее предложить метод лабораторной диагностики рассеянного склероза, а также с некоторым опережением относительно клинических изменений определять выход в ремиссию или новое обострение болезни.

Так, в сравнении с группой здоровых лиц того же возраста, у больных рассеянным склерозом появлялись две дополнительных точки аномального всплеска вязкости в интервале 34–42 °С. Это свидетельствует о существенном изменении мезомеханических свойств клеточной мембраны как жидкого кристалла. Особенно ценно с диагностической точки зрения, что наблюдавшаяся зависимость не повторялась при других аутоиммунных поражениях, т.е. создавала возможность разрешения диагностической парадигмы и своевременного начала полномасштабной терапии.

Помимо параметра вязкости исследовалась также активность Na^+, K^+ -АТФазы мембран эритроцитов в том же температурном режиме (34–42 °С). У больных рассеянным склерозом в сравнении с контрольной группой обнаружены также два дополнительных пика активности АТФазы мембран, совпадающих по температуре с точками дополнительных структурных переходов.

Особенно важно, что описанные мезомеханические изменения в среднем на 10–14 дней опережали наступление клинического обострения или клинической ремиссии, что создает дополнительные терапевтические возможности, например для начала превентивной терапии.

Аддитивный эффект гормонов стресса в развитии наноструктурных переходов в эритроцитарных мембранах

Панин Л.Е.

Научно-исследовательский институт биохимии СО РАМН, Новосибирск,
630117, Россия, ibch@soramn.ru

Ранее было показано, что гормоны стресса (кортизол, адреналин) независимо друг от друга вызывают в физиологических концентрациях (10^{-8} М) глубокие структурные изменения в биологических мембранах [1]. Это связано с образованием сложных доменов, в состав которых входят как фосфолипиды, так и структурные белки мембран. В доменах усиливаются гидрофобные взаимодействия, что сопровождается вытеснением молекулярно-связанной воды в смежные области. Это приводит к разрыхлению мембраны и появлению дефектов ее структуры. Похожие изменения происходят в твердых кристаллах в полях внешних воздействий [2].

В организме в условиях стресса гормоны (кортизол, адреналин) действуют одновременно. В связи с этим мы исследовали действие обоих гормонов. Показано, что при добавлении первым кортизола, а затем адреналина в картине при атомно-силовой микроскопии доминировало влияние первого гормона. В структуре мембраны формировались крупные домены, между которыми видны поры, проникающие на всю глубину мембраны. При добавлении первым адреналина, а затем кортизола в структуре мембран формировались мелкие домены с проникающими сквозными порами между ними («квазишахматная» структура). При одновременном добавлении обоих гормонов в картине доминировало влияние кортизола. Механизм формирования доменной структуры биологических мембран был вскрыт нами на основе результатов флуоресцентного анализа.

Показано, что при добавлении адреналина повышение микровязкости мембран отмечалось при значительно меньшей концентрации гормона в среде инкубации. В данном случае выход на плато происходил при концентрации гормона $1.7 \cdot 10^{-8}$ М, для кортизола — при концентрации $7 \cdot 10^{-8}$ М. Микровязкость в области липид-белковых взаимодействий для всех гормонов увеличивалась при меньших концентрациях и была более выраженной, чем в области липид-липидных взаимодействий. Можно думать, что структурные переходы в эритроцитарных мембранах под влиянием гормонов стресса инициируются в большей степени в белках и в меньшей степени в липидах.

Происходит конкуренция между гормонами за места связывания. Гормон, который уже успел связаться с мембраной, инициирует ее структурную перестройку, не позволяя другому гормону связаться с мембраной. В случае свободной конкуренции, когда мембраны инкубируются со смесью гормонов, конкретно за места связывания «выигрывал» кортизол. По-видимому, кортизол, как более гидрофильное соединение, связываясь с полярными фосфолипидными головками, меняет конформацию мембраны и блокирует проникновение более гидрофобного адреналина внутрь гидрофобного липидного бислоя мембраны. Измерение микровязкости мембраны в этом случае подтверждает эту гипотезу. Кортизол и адреналин имели в смеси одинаковые концентрации. При низкой концентрации каждого гормона в смеси (с $1 \cdot 10^{-9}$ до $7 \cdot 10^{-9}$ М) кортизол не может блокировать всю поверхность мембраны, поэтому адреналин активно проникал в гидрофобный слой мембраны, увеличивая микровязкость мембраны на 30 %. При концентрациях каждого гормона более $1.5 \cdot 10^{-8}$ М кортизол блокировал проникновение адреналина в мембрану. При этом ее микровязкость увеличивалась примерно на 18 %, как и в случае воздействия одного кортизола.

Литература

1. *Panin L.E., Mokrushnikov P.V., Kunitsyn V.G., Zaitsev B.N.* Interaction mechanism of cortisol and catecholamines with structural component of erythrocyte membranes // *J. Phys. Chem. B.* – 2010. – V. 114. – P. 9462–9473.
2. *Панин В.Е., Егорушкин В.Е.* Физическая мезомеханика и неравновесная термодинамика как методологическая основа наноматериаловедения // *Физ. мезомех.* – 2009. – Т. 12. – № 4. – С. 7–26.

Использование флуоресцентных зондов для анализа структурных изменений плазматических мембран клеток

Рязанцева Н.В.

Сибирский государственный медицинский университет, Томск, 634050, Россия,
nv_gyazan@mail.ru

Применение флуоресцентных зондов очень сильно расширяет возможности флуоресцентного анализа структурных изменений биологических мембран. Данная работа проводилась на плазматических мембранах лимфоцитов периферической крови у пациентов с хроническим носительством вируса клещевого энцефалита. Использовался флуоресцентный зонд пирен.

Исследование спектральных характеристик взаимодействия липотропного зонда с плазматической мембраной лимфоцитов у пациентов с длительной персистенцией вируса клещевого энцефалита без клинических проявлений нейро инфекции обнаружило достоверное снижение средних величин отношений интенсивностей флуоресценции димерной и мономерной форм зонда (I_{470}/I_{370} и I_{470}/I_{390}) при длине волны возбуждающего света 285 нм по сравнению с подобными показателями у здоровых лиц ($p < 0.001$).

Показатель, отражающий миграцию энергии при индуктивно-резонансном переносе ее с триптофановых остатков мембранных белков на пирен, статически значимо ($p < 0.001$) отличался от такового у здоровых доноров.

Флуоресцентное зондирование плазматической мембраны лимфоцитов липотропным зондом пирен у пациентов с хроническим носительством вируса клещевого энцефалита с клиническими проявлениями заболевания позволило установить достоверное снижение по отношению к аналогичным параметрам у здоровых доноров средних значений коэффициентов эксимеризации пирена (I_{470}/I_{370} и I_{470}/I_{390}) при $\lambda_{в} = 285$ нм (средние значения указанного параметра составили 1.206 ± 0.016 и 1.137 ± 0.014 усл. ед. соответственно. Средняя величина процента миграции энергии с триптофана на пирен достоверно снижалась по сравнению с таковым параметром у здоровых лиц ($p < 0.001$).

Примечательно, что длительность носительства вируса клещевого энцефалита не являлась определяющим фактором в индуцированной структурной модификации плазматической мембраны лимфоцитов.

В плазматической мембране лимфоцитов у пациентов с хроническим носительством вируса клещевого энцефалита имело место достоверно значимое возрастание средних значений содержания общих липидов и фосфолипидов по сравнению с их содержанием у здоровых доно-

ров (1.144 ± 0.048 мг/2 · 10⁵ клеток ($p < 0.01$) и 0.588 ± 0.037 мг/2 · 10⁵ клеток ($p < 0.001$) соответственно).

Полученные нами результаты указывают на тот факт, что структура плазматической мембраны лимфоцитов при хроническом носительстве вируса клещевого энцефалита претерпевает выраженные изменения в области белок-липидных взаимодействий. Метод очень чувствителен. Однако, не смотря на то что его можно отнести к методам неразрушающего контроля состояния клеточных мембран, контакт зонда с мембраной должен быть ограниченным по времени.

Использование малоугловой рентгеновской дифрактометрии для оценки структурных переходов в молекулах ДНК при ее взаимодействии с транскрипционными факторами

Тузиков Ф.В.^{1,2}, Тузикова Н.А.², Панин Л.Е.²

¹ Институт катализа СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия, tuzikov@catalysis.ru

² Научно-исследовательский институт биохимии СО РАМН, Новосибирск, 630117, Россия

Функционирование всех молекулярных систем в биологических объектах осуществляется, как правило, через взаимодействие молекул различного типа между собой. В молекулярных системах важнейшая роль принадлежит белок-белковым и белок-нуклеиновым взаимодействиям. Изучение механизмов молекулярных взаимодействий принципиально важно для понимания всех биохимических процессов, происходящих в клетке. Разработанный нами новый подход к анализу данных малоугловой рентгеновской дифрактометрии был применен для анализа и изучения целого ряда молекулярных систем.

Известно, что сывороточные липопротеины являются главной транспортной формой липидов, но оказалось, что они также переносят большую группу липофильных соединений, выполняющих в организме самые разные функции. К ним следует отнести стероидные гормоны, токоферолы, ксенобиотики и др. Нами было показано, что в липопротеинах высокой плотности апо-белком, связывающим стероидные гормоны, является аполипопротеин А-I (апоА-I). Причем именно его комплексы с этими гормонами играют роль важнейших транскрипционных факторов и существенно повышают скорость синтеза ДНК и белка в гепатоцитах. Нуклеосомное строение хромосом предполагает сложные механизмы их упаковки, а декомпактизация нуклеосомных цепей для реализации матричных функций ДНК до сих пор изучена недостаточно, хотя это прямо

связано с важнейшими механизмами экспрессии и транскрипции генов. Нами было показано, что при взаимодействии эукариотической ДНК с комплексом тетрагидрокортизол-апоА-I (ТГК-апоА-I) происходит плавление последней с образованием одноцепочечных участков в количестве не более 2-х на 5–6 тысяч пар оснований. При взаимодействии ДНК плазмиды с этим комплексом также происходит разрыв водородных связей между комплементарными цепями ДНК. Результаты, полученные методами малоугловой рентгеновской дифрактометрии и электрофореза ДНК плазмиды в агарозном геле, показали, что после инкубации плазмиды с апоА-I при разных значениях рН происходит изменение вторичной структуры ДНК за счет разрыва водородных связей между комплементарными парами азотистых оснований и за счет расплетания нитей ДНК. Переход суперскрученной структуры плазмиды в кольцевую в данном случае не происходит за счет разрыва фосфодиэфирных связей в одной из комплементарных нитей ДНК. Полученные результаты свидетельствуют о том, что механизм репликационного синтеза эукариотической ДНК может запускаться тем же путем, что и при активации прокариотической ДНК с участием функционально активного комплекса ТГК-апоА-I и даже просто одного апоА-I. С целью определения сайтов связывания комплексов ТГК-апоА-I с ДНК нами также было исследовано специфическое взаимодействие белка апоА-I с одноцепочечными и двухцепочечными олигонуклеотидами, содержащими последовательность $CC(GCC)_5$, и определены структурные и равновесные характеристики их взаимодействия с апоА-I в присутствии ТГК. Связывание апоА-I с олигонуклеотидами, имеющими другие первичные структуры, почти не происходило. При замене ТГК на кортизол и при отсутствии ТГК взаимодействие принципиально меняется и, по-видимому, идет в соответствии с другим молекулярным механизмом.

Таким образом, в работе показано, что использование малоугловой рентгеновской дифрактометрии при изучении структурных переходов в молекулах ДНК при их взаимодействии с транскрипционными факторами является очень информативным для понимания основных биохимических процессов в клетках организма. Структурные переходы в биологических макромолекулах следует рассматривать как важное проявление их функциональной активности.

Секция 8.
Геодинамика и геоматериалы

**Исследование общих закономерностей режима смещений
фрагментов активных границ раздела блоков горных
пород при периодических низкоамплитудных
динамических воздействиях**

Астафуров С.В., Шилько Е.В., Григорьев А.С., Сергеев В.В., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
astaf@ispms.tsc.ru

Важной задачей геомеханики является разработка подходов к оценке напряженного состояния активных границ раздела блоков горных пород. Для этого необходимо выявление ряда параметров, связывающих напряженное состояние границы раздела с ее откликом на тестовые, в частности динамические воздействия. Еще одной важной задачей при разработке данных подходов является исследование влияния таких воздействий на накопление необратимых деформаций и образование повреждений в интерфейсных областях, а также на режим смещений по разломным зонам. Настоящая работа посвящена теоретическому изучению отклика модельной межблочной границы раздела, находящейся в сложном напряженном состоянии, на многократные динамические низкоамплитудные воздействия. Изучение проводилось путем компьютерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов. В работе рассматривалась двумерная модель участка границы раздела, состоявшая из двух блоков, разделенных интерфейсной областью. При осуществлении воздействий один из блоков фиксировался, а нагрузки прикладывались к поверхности второго активного блока. Исходное напряженное состояние системы задавалось путем приложения к поверхности активного блока силы, имеющей нормальную и тангенциальную компоненты, и последующего приложения к ней дополнительного периодического импульсного воздействия. Исследовалось влияние периодических воздействий на характер накопления повреждений и инициирование сдвиговых смещений по границе раздела в зависимости от ее напряженного состояния. Результаты расчетов показали, что в ходе периодического воздействия на нагруженную границу раздела в ней постепенно накапливаются необратимые деформации, что приводит к появлению интегрального сдвигового крипа, скорость которого определяется как параметрами воздействий, так и уровнем сдвигового напряжения. При этом, начиная с определенного момента воздействия, рост величины необратимых деформаций в интерфейсной области приводит к формированию повреждений в материале границы раздела. Формирование таких повреждений приводит к динамическому снижению силы сопротивления сдвиговому деформированию и соответствующему ускорению сдви-

гового смещения блоков. На графиках зависимостей сдвигового смещения от времени воздействия это проявляется в виде ярко выраженных скачков сдвиговых смещений (относительно небольших динамических сдвиговых подвижек по границе раздела). В ходе ускоренного смещения блоков происходит перераспределение напряжений в объеме межблочного интерфейса, сопровождающееся упрочнением неповрежденных областей. В итоге сопротивление приложенной сдвиговой нагрузке быстро возрастает и скорость сдвигового смещения снижается до характерного крипового значения. Однако по мере накопления повреждений в интерфейсной зоне объемная доля областей, несущих нагрузку, снижается, что приводит к увеличению числа и амплитуды подвижек и, как следствие, к общему ускорению сдвигового смещения. В результате частота возникновения повреждений возрастает и при определенной их концентрации возникает разрушающая трещина, что сопровождается переходом из крипового режима смещений к динамическому. Анализ результатов моделирования показал, что основная часть инициированных смещений обеспечивается упругой составляющей. В то же время ее формально незначительная составляющая (~1 %) связана необратимой деформацией различных областей межблочного интерфейса и обеспечивает интегральное необратимое относительное перемещение блоков. При этом характерная величина необратимого сдвигового смещения, накапливаемого за цикл воздействия, является функцией уровня сдвигового напряжения. Данный результат представляется важным, поскольку демонстрирует, что одним из механизмов сдвигового относительного перемещения крыльев разломных зон в криповом режиме может быть возмущающее влияние многочисленных удаленных землетрясений различной магнитуды.

Работа выполнена в рамках проекта Президиума РАН 23.2, при поддержке грантов РФФИ № 06-05-64792-а и Президента РФ МК-130.2010.5.

Контроль прочности горных пород при одноосном сжатии по параметрам электромагнитных сигналов

Беспалько А.А., Яворович Л.В., Федотов П.И.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия, besko48@tpu.ru

Сложное структурно-текстурное строение реальных образцов горных пород приводит к неоднородному распределению деформаций и повреждений в их объеме уже на начальном этапе механического воздействия. Образующиеся при этом дефекты в виде микротрещин первона-

чально локализируются в наименее прочных минералах, составляющих горную породу, а также на их контактах, границах пор и других дефектов. Дальнейшее увеличение нагрузки приводит к эволюции системы, в процессе которой происходит локализация увеличивающихся масштабов дефектных областей, что в конечном итоге приводит к образованию в гетерогенной системе консолидированных блоков и неконсолидированных блочных систем. Сложная иерархия подготовки разрушения горных пород затрудняет определение их прочностных характеристик без нарушения целостности.

Известно, что при образовании микротрещин и их росте, а также при формировании консолидированных блоков может происходить: перенос заряда в устье трещин, колебания берегов трещины с мозаичной структурой зарядов акустическими импульсами, возникающими при зарождении и развитии других дефектов в объеме образца. Эти процессы сопровождаются испусканием электромагнитных сигналов, появление которых обусловлено изменением дипольных моментов дефектов, возникающих на различных этапах разрушения. В этом случае параметры электромагнитных сигналов должны определяться размерами образующихся дефектов, прочностными, электрическими и магнитными характеристиками разрушаемой горной породы. Электромагнитные сигналы могут возникать также вследствие прямого пьезоэлектрического эффекта при наличии в горной породе минералов, обладающих пьезоэлектрическими свойствами. Высокая чувствительность механоэлектрических преобразований к структурно-текстурным изменениям горных пород при деформировании, вследствие возникновения деструктивных зон с последующим их развитием до стадии разрушения, обуславливает пространственно-временное распределение электромагнитных сигналов. Сложная иерархическая структура горных пород приводит к тому, что на протяжении всего процесса деформирования изменяются параметры регистрируемого электромагнитного сигнала.

В связи с этим важной задачей является установление амплитудно-частотных параметров электромагнитных сигналов, которые характеризуют определенные этапы напряженно-деформированного состояния образцов и могут служить как для прогноза образования деструктивных зон, так и для определения прочности горных пород.

Исследования проводились на установке, включающей: пресс с автоматизированным поддержанием скорости одноосного сжатия; регистратор, обеспечивающий измерение электромагнитных сигналов с усреднением амплитуд в интервале 1 или 5 с в полосах с центральными частотами 2, 15 и 100 кГц, в широком интервале частот 1–100 кГц, интенсивности поступления электромагнитных сигналов, а также акустических сигналов; регистратор электромагнитных сигналов, работающий

в режиме «самописца»; измеритель токов поляризации. При проведении экспериментов на образцах кварцсодержащего диабаз и горных пород Таштагольского железорудного месторождения, представленных сиенитами и скарнами, было установлено, что при их деформировании в процессе одноосного сжатия регистрируются электромагнитные сигналы, имеющие характерные амплитудно-частотные параметры на каждом этапе подготовки разрушения. Это обусловлено размерами и количеством образующихся дефектов. По изменениям амплитудно-частотных параметров электромагнитных сигналов возможно достоверно определять возникновение очага разрушения и его развитие в таких сложных гетерогенных системах, как горные породы. Проведенные исследования позволили выявить закономерности в изменениях амплитудно-частотных параметров электромагнитных сигналов при одноосном сжатии образцов горных пород, заключающиеся в том, что на этапе формирования очага разрушения в спектре электромагнитных сигналов присутствуют частотные полосы во всем измеряемом частотном диапазоне. При приближении к предельной прочности электромагнитный сигнал смещается в низкочастотную область, и происходит увеличение амплитуды спектральных полос.

Таким образом, характеристики электромагнитной эмиссии и амплитудно-частотные параметры электромагнитных сигналов могут быть успешно использованы для мониторинга и прогноза развития деструктивных зон и определения прочности образцов горных пород, а также других гетерогенных материалов.

Возможности сейсмического мониторинга при изучении эволюции индивидуальной трещины под действием внешних нагрузок

Дучков А.А., Стефанов Ю.П.¹, Андерссон Ф.²

Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск,
630090, Россия

Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630091, Россия,
duchkovaa@ipgg.nsc.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Лундский университет, Лунд, Швеция

Микросейсмический мониторинг в настоящее время активно используется для изучения зон сейсмической активизации. В рамках этих работ обычно определяется интегральная характеристика интенсивности микросейсмического шума за некоторый интервал времени. В докладе изучается возможность использования микросейсмического мониторинга

га для детального изучения динамики индивидуальной трещины под действием тектонических нагрузок. Для этой цели проводится численное моделирование упругого волнового поля, вызванного разрушением зацепов (модель частично залеченной трещины). Волновое поле записывается на поверхности сетью приемников. Далее проводится локация гипоцентров событий методом эмиссионной томографии для разного числа и конфигурации зацепов. Определение гипоцентра возможно, когда происходит разрушение отдельных зацепов. Почти одновременное разрушение группы зацепов приводит к размыванию фронта волны, что затрудняет локацию.

Моделирование современной эволюции напряженно-деформированного состояния Горного Алтая (район Чаган-Узунского блока)

Еремин М.О., Перышкин А.Ю., Макаров П.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
bacardi@sibmail.com

Расчеты геодинамической обстановки на Алтае, в частности в районе Чаган-Узунского блока, вблизи которого в 2003 г. произошло крупное землетрясение, были выполнены на основе разработанного эволюционного подхода [1]. Геодинамическая обстановка в этой сравнительно малой региональной области изучалась в контексте моделирования современной эволюции областей Центральной Азии как результата коллизии Евразийской плиты с Индийской на юге и Северо-Американской на северо-западе. В качестве структурной модели континента была взята зонно-блоковая карта Центральной и Восточной Азии, составленная К.Ж. Семинским [2]. Граничные условия в регионе, определяющие в нем особенности развития деформационного процесса, были получены исходя из расчетов глобальных смещений, возникших в результате коллизионных процессов. В области Чаган-Узунского блока во всех расчетах формировалась вихревая структура. Направления сдвигов и сжатий в этом регионе заметно меняются во времени при общем сохранении вихревого характера движения. Были также выполнены расчеты деформации области, включающей в том числе Чаган-Узунский блок, для различных комбинаций сдвигов и сжатий по границам расчетной области, которые задавались в соответствии с полученным в расчетах общим характером смещений. Оказалось, что деформации локализованы вдоль сейсмически активного в настоящее время разлома, где и произошло в 2003 г. сильное землетрясение.

Литература

1. Макаров П.В. Математическая теория эволюции нагружаемых твердых тел и сред // Физ. мезомех. – 2008. – Т. 11. – № 3. – С. 19–35.
2. Семинский К.Ж. Иерархия зонно-блоковой структуры литосферы Центральной и Восточной Азии // Геология и геофизика. – 2008. – Т. 49. – № 10. – С. 1018–1030.

Оценка риска обрушения кровли на основе численного анализа изменения напряженно-деформированного состояния вокруг очистного забоя

Кузнецова А.В.¹, Смолин И.Ю.^{1,2}, Дубинова А.Д.¹

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия, kuznetsovaa@sibmail.com

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

За счет строительства новых предприятий, модернизации действующих и технического перевооружения объектов горного производства Кузбасса удалось достигнуть уровня добычи угля в бассейне порядка 170 млн. т в год [1]. В связи с ростом производительности новой горнодобывающей техники обострились и задачи обеспечения безопасности проведения подземных работ, что вызвало необходимость пересмотра и особенностей изменения напряженно-деформированного состояния вокруг высокопроизводительных забоев.

Цель данной работы — проанализировать изменение распределений напряжений и неупругих деформаций при изменении размеров горной выработки с разной скоростью с целью предсказания условий обрушения кровли.

Для расчета напряженно-деформированного состояния в двух- и трехмерной постановке использована программа Gochnog, основанная на методе конечных элементов. Расчеты проведены для модельного объекта, максимально приближенного к горно-геологическим условиям отработки лавы 5207 пласта 52 шахты «Костинская». В модель включены пласт угля с проведенными по нему подготовительными выработками, слой непосредственной кровли и почвы, массивы вмещающих пород основной кровли и основной почвы. На верхней грани расчетной области прилагается давление вышележащих слоев пород, соответствующее заданной глубине, и кроме этого, во всей области задается также действие силы тяжести. Нижняя грань закреплена в вертикальном направлении. Боковые грани — вертикальные оси симметрии (запрещено смещение в горизонтальном направлении). В начальный момент времени очистная выработка отсутствует, а в процессе расчета часть элементов убирается

из расчета, и тем самым задаются образование очистной горной выработки и продвижение забоя.

Для описания механического отклика геоматериалов, зависящего от скорости нагружения, в расчетах использовалась упруговязкопластическая модель, основанная на неассоциированной упругопластической модели Друкера–Прагера с разными значениями угла внутреннего трения и дилатансии и степенной модели вязкопластичности [2].

Проведенные расчеты с применением выбранной модели упруговязкопластической среды и модельных параметров подтвердили возможность описать увеличение шага обрушения кровли при увеличении скорости подвигания забоя в угольных шахтах. Предложен алгоритм оценки начального шага обрушения непосредственной кровли, требующий привязки параметров вязкопластической модели к данным экспериментальных исследований вязких свойств вмещающих пород, и критерии обрушения кровли по максимальным накопленным неупругим деформациям.

Работа выполнена в рамках проектов РФФИ (№ 10-05-00509) и фундаментальных исследований СО РАН на 2010–2012 гг. (VII.64.1.8). Расчеты выполнены на высокопроизводительном кластере СКИФ-Cyberia в Томском государственном университете.

Литература

1. *Вылегжанин В.Н.* Научные проблемы технологической подготовки горных работ при проектировании высоконагруженных забоев (ВНЗ) на шахтах Кузбасса // Горн. инф.-анал. бюл. – 2008. – № 1. – С. 317–322.
2. *Кузнецова А.В., Смолин И.Ю.* Численное моделирование механического поведения горных пород вокруг выработки при разных скоростях подвигания забоя // Вестник ТГУ. Мат. и мех. – 2010. – Т. 10. – № 2. – С. 79–87.

Численный анализ течения геоматериалов в сходящихся каналах с учетом внутреннего трения и дилатансии

Лавриков С.В., Микенина О.А., Ревуженко А.Ф.

Институт горного дела СО РАН, Новосибирск, 630091, Россия, lvk64@mail.ru

Рассмотрена задача о течении геоматериала в сходящемся радиальном канале на основе математических моделей сред, обладающих иерархией структурных уровней. На основе общей концепции горной породы как среды с внутренними источниками и стоками энергии сформулирована плоская замкнутая математическая модель геоматериала. В модели учтены два масштабных уровня среды: микро и макро. На микроуровне структура представлена скелетом линейно-упругих зерен, на

границах между которыми допускается скольжение. Закон межзеренного скольжения учитывает внутреннее трение, дилатансию и анизотропию свойств. На макроуровне определяющие уравнения представляют собой нелинейные зависимости между осредненными макронапряжениями и макродеформациями.

Разработаны конечно-элементный алгоритм и компьютерная программа, позволяющие строить решение нелинейных краевых задач деформирования в квазистатической постановке. Построено численное решение задачи о гравитационном течении геоматериала в сходящемся радиальном канале. Приведены картины напряженно-деформированного состояния среды для различных значений параметров задачи. Построены изолинии напряжений и деформаций. Показано, что в среде может реализовываться существенно несимметричный и нерадиальный режим течения, что хорошо согласуется с данными лабораторных экспериментов. В таком режиме имеется тенденция к локализации деформаций и формированию в материале изолированных линий скольжения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 10-05-91002) и СО РАН (междисциплинарный интеграционный проект № 69).

Пространственные характеристики трещин отрыва и сдвига как источников упругих волн

Немирович-Данченко М.М.

ТФ Института нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН,
Томск, 634021, Россия, michnd@mail.ru

В работе рассматриваются трещины, возникающие или движущиеся в твердом теле, и такие их свойства, как пространственно-временной спектр Фурье и так называемая функция направленности. По Ирвину [1], имеется три вида независимых относительных перемещений берегов трещины, то есть три типа трещин. В то время как первые два типа (нормальный отрыв и поперечный сдвиг) могут достаточно объективно рассматриваться с использованием двух пространственных переменных, случай продольного сдвига является трехмерным. Поэтому представляется естественным свойства трещин изучать в трехмерной постановке.

Для проведения исследований известный конечно-разностный метод Уилкинса [2] был дополнен алгоритмом раздвоения точек сетки [3]. Суть алгоритма в использовании при разбиении расчетной области не одной лагранжевой сетки, а нескольких. Чтобы описать появление и распространение одной трещины, достаточно двух сеток (отсюда название «метод раздвоения»). Для расчета множественного разрушения

твердого тела в двумерной постановке вводится 4 сетки, в трехмерном случае — 8.

Итак, в общем случае каждый расчетный узел состоит из 8 лагранжевых точек. С начального момента времени и до разрушения точки формально совпадают. При выполнении условий разрушения каждая из точек отходит к своему берегу вновь образованной несплошности. Это позволяет описать явно берега трещин, как свободные поверхности. Характер несплошности (тип трещины) зависит от напряженного состояния и свойств среды.

При возникновении трещины, или при ее росте, излучаются упругие волны. Расчеты показали, что излучаются обычные для источников упругих волн продольная и поперечная волны. Кроме того, вдоль берегов трещины бежит волна Рэлея. Наличие границы раздела порождает также довольно мощную коническую волну. Поэтому полное волновое поле складывается из этих четырех волн. Удастся проследить как за свойствами отдельных волн, так за интегральными характеристиками волнового поля.

Необходимо еще заметить, что ранее автором делались расчеты пространственных задач эластодинамики [4]. Из-за ограничений на адресацию физической памяти решение удавалось получить только для нескольких длин волн и для одной лагранжевой сетки, т.е. без разрушения.

Здесь же расчет выполняется в среде Visual Studio 2010 с использованием компилятора Intel® Visual Fortran Compiler. Это дает возможность задавать более 20 миллионов расчетных точек с полным разрушением, т.е. каждая расчетная точка содержится в 8-ми экземплярах. Использование архитектуры среды OpenMP становится особенно удобным в рамках парадигмы раздвоения точек сетки, т.к. расчетная область уже разбита на отдельные взаимодействующие кластеры с заданным механизмом обмена данными.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 10-05-00699 а).

Литература

1. *Irwin G.R.* // J. Appl. Mech. – 1957. – V. 24. – P. 361–364
2. *Wilkins M.L.* Computer Simulation of Dynamic Phenomena. – Springer-Verlag, 1999. – 262 p.
3. *Немирович-Данченко М.М.* Математическое моделирование распространения упругих волн, возбуждаемых в анизотропных и неоднородных средах и в жидкости. – Дис. ... канд. физ.-мат. наук. – Томск: 1993. – 199 с.
4. *Немирович-Данченко М.М.* Численное моделирование трехмерных динамических задач сейсмологии // Физ. мезомех. – 2002. – Т. 5. – № 5. – С. 99–106.

**Моделирование современной эволюции
внутриконтинентальной складчатой области
центральной Азии. Геодинамическая обстановка
в Байкальской рифтовой зоне**

Перышкин А.Ю., Еремин М.О., Макаров П.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
alex70@sibmail.com

На основе разрабатываемого эволюционного подхода [1] были выполнены расчеты современной эволюции областей Центральной Азии как результата коллизии Евроазиатской плиты с Индийской на юге и Северо-Американской на северо-западе. В качестве структурной модели континента была взята зонно-блоковая карта Центральной и Восточной Азии, составленная К.Ж. Семинским [2]. В расчетах варьировались отношения прочностных характеристик жестких блоков и податливых зон. Оказалось, что лучшее согласие с наблюдаемыми смещениями для областей Байкальской рифтовой зоны и северо-востока Азии получается при сравнительно близких отношениях прочности жестких блоков и более податливых поврежденных зон. Для южной и юго-восточной части континента, особенно в горных районах Тибета и Тянь-Шаня, эти соотношения уже достигают существенно больших значений. В дальнейших расчетах этот параметр будет варьироваться в зависимости от плотности сейсмогенных разрывов для соответствующих регионов. Построены карты современных смещений областей Центральной Азии. Расчетные поля смещений оказались в хорошем согласии с имеющимися наблюдениями. Так, в области Байкальского рифта наблюдается глобальный сдвиг. В областях, находящихся севернее оз. Байкал, направление движения — с северо-востока на юго-запад, в то время как для областей южнее оз. Байкал глобальные смещения носят обратное направление. При помещении начала отсчета в центр оз. Байкал характер смещений демонстрирует типичную рифтовую зону — направление смещений северных и южных берегов противоположное, т.е. рифт раскрывается.

Литература

1. Макаров П.В. Математическая теория эволюции нагружаемых твердых тел и сред // Физ. мезомех. – 2008. – Т. 11. – № 3. – С. 19–35.
2. Семинский К.Ж. Иерархия зонно-блоковой структуры литосферы Центральной и Восточной Азии // Геология и геофизика. – 2008. – Т. 49. – № 10. – С. 1018–1030.

Роль остаточных напряжений гравитационного напряженного состояния на процессы в тектоносфере

Ребецкий Ю.Л.

Институт физики Земли им. О.Ю. Шмидта, Москва, 123995, Россия,
reb@ifz.ru

Все современные расчеты конвекции в мантии базируются на модели среды в виде вязкой жидкости, обладающей сжимаемостью только в рамках решения задачи термоупругости и рассматривается несжимаемой по отношению к действующему глубинному давлению [1]. Анализируя полученные в этих исследованиях результаты, мы можем задать себе вопрос — насколько можно доверять полученным решениям? Известно, что кристаллические горные породы имеют упругий коэффициент Пуассона, изменяющийся в достаточно широких пределах от 0.15 до 0.40 при средних наиболее встречаемых значениях 0.25 (для жидкости — 0.5). В связи с этим знанием реального состояния горных пород хотелось бы понять, что мы упускаем, когда в задачах о мантийной конвекции заменяем течение твердых горных пород, обладающих упругостью, на течение вязкой жидкости без упругой составляющей.

В работе [2] было показано, что в задачах о чисто гравитационном воздействии на горный массив приближение с глубиной величины всестороннего давления к литостатическому значению обеспечивается неупругим деформированием, протекающим в стесненных условиях. Такое деформирование под действием силы тяжести приводит к увеличению сжимающих напряжений в горизонтальном направлении при одновременном вертикальном упругом уплотнении. Этот механизм можно назвать гравитационным упругопластическим уплотнением. Если бы породы откликнулись на гравитационную нагрузку только упругим образом, то для коэффициента Пуассона 0.25 горизонтальные сжимающие напряжения составляли бы 1/3 от вертикальных [3]. Неупругие деформации, развивающиеся в условиях бокового стеснения, приводят к появлению дополнительных горизонтальных сжимающих напряжений и упругому уплотнению горных пород [4].

Что происходит, когда мы из глубины выбуриваем кусок породы? В этом случае, прежде всего, снимается с верхней плоскости керна вес вышележащей породы, порода разгружается, но разгрузка напряжений происходит неполная. При такой разгрузке, когда боковое стеснение остается, вертикальные напряжения снимаются полностью, а горизонтальные в соответствии со значениями упругого коэффициента Пуассона ν — закон упругой разгрузки. Именно закон упругой разгрузки вместе с условием бокового стеснения и эрозионно-денудационными процессами на поверхности обеспечивает появление в горных породах в латераль-

ном направлении остаточных напряжений при их вертикальном подъеме, что впервые было отмечено в работе [5].

Сопоставляя энергию остаточных напряжений единичного объема, выделившуюся при его подъеме от ядра до верхней границе мантии, и работу, пошедшую на вертикальный перенос этого объема в результате тепловой конвекции, получим соответственно $8 \cdot 10^9$ и $3 \cdot 10^9$ Дж. Энергия, заключенная в остаточном напряженном состоянии, выше энергии, расходуемой на вертикальный подъем единичного объема. В представляемом докладе в рамках традиционной модели вязкого тела будут даны постановка задачи и следующие из нее разрешающие уравнения, учитывающие существование в породах мантии остаточных напряжений и их влияние на конвективные мантийные движения.

Исследования поддержаны РФФИ (грант № 09-05-01213а).

Литература

1. Трубицын В.П. Уравнение тепловой конвекции для вязкой сжимаемой мантии с фазовыми переходами // Физика Земли. – 2008. – № 12. – С. 83–91.
2. Ребецкий Ю.Л. Механизм генерации тектонических напряжений в областях больших вертикальных движений землетрясений // Физ. мезомех. – 2008. – Т. 1. – № 11. – С. 66–73.
3. Динник А.Н. О давлении горных пород и расчете крепи круглой шахты // Инженерный работник. – 1926. – № 3. – С. 1–12.
4. Джагер Ч. Механика горных пород и инженерные сооружения. – М.: Мир, 1975. – 255 с.
5. Гудман Р. Механика скальных пород. – М.: Строиздат, 1987. – 232 с.

О разработке способов прогноза ледовых ударов средствами физического моделирования

*Ружич В.В., Псахье С.Г.¹, Черных Е.Н., Шилько Е.В.¹,
Левина Е.А., Пономарева Е.И.*

Институт земной коры СО РАН, Иркутск, 664033, Россия, Ruzhich@crust.irk.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

В настоящее время отчетливо обозначились трудности в решении проблем различных видов прогноза землетрясений, особенно краткосрочного, который по общему признанию остается недостижимым. Стало очевидным, что главным препятствием осуществления прогноза тектонических землетрясений является недостаточная информированность специалистов о базовых параметрах, контролирующих развитие эндогенных процессов в литосфере и верхней мантии при подготовке масштабных сейсмических событий. Нет также адекватных моделей подготовки очагов землетрясений в разных сеймотектонических условиях, что тормозит разработку методов сейсмопрогноза. В представленном

докладе обсуждаются результаты многолетнего изучения режимов деформирования и деструкции ледяного покрова Байкала, в котором при определенных сочетаниях метеогенных факторов (ветер, температурные вариации, осадки, подводные течения и др.) возникают многокилометровые становые трещины. Их развитие нередко сопровождается сейсмическими явлениями (ледовыми ударами) с энергией $K_{\max} = 10^6 - 10^8$ Дж, которые можно принимать как отдаленные аналоги горных ударов или слабых землетрясений. Авторами предпринята попытка средствами физического моделирования в пределах байкальского ледяного покрова создать и проверить на практике метод прогноза ледовых ударов по аналогии с прогнозом землетрясений тектонической природы. В процессе изучения сценариев деформирования ледяных полей и развития в них становых трещин использовались разработанная распределенная система «Сдвиг 4М», а также сеть установленных на льду сейсмических станций «Байкал-7НР» и сейсмоакустических регистраторов. Для наблюдений в режиме активного мониторинга использовались приемы искусственной инициации сейсмических явлений с применением мощных домкратов и тестовых подледных взрывов.

Выявленное в процессе исследований хорошее физическое подобие процессов деструкции массивов горных и ледяного покрова позволяет моделировать явления подготовки ледовых ударов, поскольку удастся контролировать многие параметры их. Например, было установлено, что перед ледовым ударом, как и перед землетрясением, на фоне возрастания активности выделяется фаза сейсмического затишья длительностью в минуты–десятки минут. Есть основания предполагать, что период «тревоги», т.е. время наступления сильного ледового удара, можно с высокой вероятностью определять с точностью от нескольких первых часов до десятков минут. К главным признакам приближения ледового удара можно отнести такие, как ускоренная ползучесть берегов трещин в сочетании с нарастанием сейсмической активности и проявлением фазы короткого затишья. Имеющийся опыт позволяет выделить в числе базовых в прогнозе ледовых ударов два генетически взаимосвязанных критерия подготовки: вариации режима деформаций на конвергентных границах ледяных пластин и характерный режим нарастания интенсивности сейсмоакустических импульсов в том сегменте, где готовится срыв пластин. Для реализации метода необходим отлаженный мониторинг изменений режимов этих параметров с применением телесеизмических систем оперативной передачи информации в диспетчерский пункт. Имея обширный массив собранных данных, авторы рассчитывают, что на более понятных примерах подготовки сейсмических процессов в ледяном покрове удастся усовершенствовать подходы к прогнозу тектонических землетрясений и горных ударов.

Численный анализ напряженно-деформированного состояния в зоне опорного давления очистной горной выработки

Смолин И.Ю.^{1,2}, Казин К.И.²

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, smolin@ispms.tsc.ru

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия

Цель исследования — изучить влияние различных параметров на распределение напряжений в зоне опорного давления. В качестве наиболее важных параметров взяты мощность угольного пласта, глубина его залегания, длина выработанного пространства (лавы), диаграмма нагружения геоматериала. За основные характеристики зоны опорного давления были приняты максимальное значение опорного давления и расстояние от границы выработки до максимума опорного давления.

Для расчета напряженно-деформированного состояния в двухмерной постановке использована программа *Tochnog*, основанная на методе конечных элементов. В качестве физической модели принята неассоциированная модификация упругопластической модели Друкера–Прагера. Расчеты выполнены с условием сохранения устойчивости краевой зоны, когда ее раздавливание не происходит, и при достаточно малых деформациях действие опорного давления приводит к сжатию краевой зоны и выдавливанию почвы.

Установлено, что максимум опорного давления с увеличением мощности вырабатываемого угольного пласта сдвигается в сторону забоя в соответствии с линейной зависимостью. При мощности 4 м максимум опорного давления находится от переднего края на расстоянии 2 м, при мощности 8 м — на расстоянии 4 м, для 12-ти метрового слоя угля это расстояние составляет 8 м. Само значение давления меняется незначительно.

При увеличении глубины залегания пласта возрастает величина опорного давления. Было выяснено, что для принятых характеристик угля и вмещающих пород максимум опорного давления в угольном пласте находится на расстоянии 2.7 м по ходу подвигания забоя и удален на расстояние 3.5 м от заднего (неподвижного) края. Более четко динамика опорного давления выражена в передней зоне.

Характер эпюр опорного давления зависит от величины пролета обнажения покрывающей толщи. Проведенные расчеты для пролетов в диапазоне 5–50 м показали, что по мере увеличения пролета выработки максимум незначительно смещается к границе забоя, а интенсивность опорного давления существенно возрастает.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 10-05-00509.

Анализ напряженно-деформированного состояния элементов земной коры в Центрально-Азиатской области

Смолин И.Ю.^{1,2}, Рудаков И.В.², Емельянова К.С.²

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия, smolin@ispms.tsc.ru

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия

Работа посвящена численному исследованию напряженно-деформированного состояния элементов земной коры с учетом неоднородности ее блочного строения. На основе схемы блоковой делимости западной части Алтае-Саянской складчатой области на неотектоническом этапе, составленной в Институте нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, были проанализированы модельные структуры земной коры. Исследуемая проблема является важной с точки зрения нахождения ответа на фундаментальные вопросы о механизмах формирования внутриконтинентальных складчатых областей, в частности, в Центральной Азии.

Анализ напряженно-деформированного состояния модельных двухмерных структур земной коры выполнен с применением двух подходов. В первом случае использовалась программа, основанная на конечно-разностной схеме Уилкинса для решения задач динамики в двухмерной постановке плоского напряженного состояния. Для моделирования неупругого отклика геосреды была использована неассоциированная модель Николаевского. В ходе работы была модифицирована схема пересчета напряжений этой модели для случая плоского напряженного состояния.

Во втором подходе были проведены расчеты для тех же модельных двухмерных структур земной коры с применением программного комплекса ANSYS в двухмерной постановке плоского напряженного состояния для решения статических задач. При моделировании неупругого отклика геосреды была использована упругопластическая модель Друкера–Прагера.

В расчетах пластически деформированными оказались только мобильные зоны (мягкие блоки), причем деформация в них распределена неоднородно в виде локализованных полос деформации. Выявлены также зоны растяжения (отрицательных давлений) внутри мягких блоков вблизи их границ.

Результаты исследований показали, что, зная конфигурацию блоков мобильной зоны, механизмы очагов землетрясений в ее пределах и варьируя граничные условия, можно адекватно спрогнозировать области концентрации напряжений, которые при разрядке могут вызвать сейсмические события. Подобные модельные построения позволяют выявить

также возможные участки формирования новых разломов или иных структур.

Работа выполнена в рамках междисциплинарного интеграционного проекта СО РАН на 2009–2011 гг. № 114.

Локализация деформации и разрушение горных пород под действием жесткого штампа

Стефанов Ю.П., Бакеев Р.А., Ретин А.А.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
stefanov@ispms.tsc.ru

¹ Институт горного дела СО РАН, Новосибирск, 630091, Россия

Рассмотрено развитие деформации в образцах горных пород при воздействии жесткого штампа. Выполнено сопоставление результатов 2D- и 3D-численного моделирования. Проведенные расчеты показали существенное различие в характере развития деформации в случаях круглого и бесконечно протяженного вдоль одной оси штампов, что соответствует 3D- и 2D-условиям. В первом случае деформация сосредоточена в основном под штампом и вокруг него, на расстоянии порядка его радиуса. Кроме того, возможно формирование как концентрических, так и радиальных зон локализации деформации и трещин, расходящихся от краев штампа и с глубины порядка $5R$.

В случае протяженного штампа, т.е. в условиях плоской деформации, от краев штампа возможно развитие полос локализованной деформации вглубь образца. В плотной породе формируется сеть полос локализованного сдвига, разбивающая материал на отдельные фрагменты, сопоставимые по размеру с длиной участка воздействия. В пористой породе наряду с полосами локализации под зоной воздействия формируется область уплотнения. В этом случае глубина проникновения полос локализованного сдвига существенно меньше, чем в плотном материале.

Рассмотрен процесс разрушения породы при воздействии штампа вблизи боковой свободной поверхности. Изучено влияние расстояния до боковой поверхности и ее наклона на характер развития деформации и разрушения.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 11-05-00661-а) и проекта ОНЗ-(1) Программы Отделения наук о Земле РАН.

Роль гравитации в формировании и современном состоянии земной коры по профилю Тарим–Алтай

Суворов В.Д., Стефанов Ю.П.¹, Павлов Е.В.

Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, 630090,
Россия, stefanov@ispms.tsc.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

В рамках упруго-хрупкопластической постановки рассмотрено напряженно-деформированное состояние вертикального сечения земной коры до глубины 70 км по профилю Тарим–Алтай. Исследовано влияние прочностных свойств и особенностей структуры разреза на формирование зон пластической деформации, приуроченность зон локализации деформации к особенностям рельефа поверхности и границы Мохо. Результаты расчетов показывают, что на развитие пластической деформации существенное влияние имеет прочность верхнего слоя коры. Получено, что зона пластической деформации в районе Алтая близка по ширине и находится непосредственно под горным рельефом. В то же время в районе Тарима ширина пластической зоны оказалась более узкой.

Исследовано влияние распределения прочности по глубине на пластическую деформацию и формирование зон локализации при разном рельефе дневной поверхности и поверхности Мохо. Моделирование процесса осуществлялось для условий плоской деформации.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 11-05-00661-а) и интеграционного проекта СО РАН № 114.

Об одном методе определения напряженно-деформированного состояния Земли, ее дефектности

Чанышев А.И.

Институт горного дела СО РАН, Новосибирск, 630091, Россия, belousova_o@ngs.ru

Существуют различные способы и методы оценки напряженности Земли, ее строения, возможности землетрясений. В данной работе предлагается численно-аналитическая схема определения напряженно-деформированного состояния таких сооружений, как Земля, их дефектности по данным измерений смещений на их поверхностях. В основе метода лежит решение задачи Коши, когда на одной и той же границе тела (Земле) задаются одновременно и вектор напряжений Коши, и вектор смещений, а внутри тела вплоть до его границы выполняются уравнения равновесия, известны определяющие соотношения, связи между деформациями и перемещениями в виде соотношений Коши. Метод напоми-

нает работу археолога, когда шаг за шагом, двигаясь вглубь Земли, находят все напряжения, все деформации, все смещения (включая вектор поворота) на данной глубине. Формулируются условия отыскания отверстий внутри тела, отверстий, наполненных жидкостью, твердых включений. Приводится пример, подтверждающий правильность хода вычислений путем сравнения с аналитическим решением и устанавливающий наличие отверстия (сферического, цилиндрического) в данном теле. В работе решается статическая задача. Однако обсуждаются вопросы применения указанного подхода к решению и динамических задач.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-05-00327-а), СО РАН (интеграционные проекты № 61, 69, 74).

Изучение взаимосвязи сейсмической активности и деформационных процессов в блочных средах. Модельные исследования на ледовом покрове озера Байкал

*Шилько Е.В., Псахье С.Г., Димаки А.В., Астафуров С.В.,
Гранин Н.Г.¹, Ружич В.В.²*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
shilko@ispms.tsc.ru

¹ Лимнологический институт СО РАН, Иркутск, 664033, Россия

² Институт земной коры СО РАН, Иркутск, 664033, Россия

Одним из перспективных подходов к изучению процессов деформирования и разрушения в блочной геологической среде является анализ сейсмической активности. Проводимые авторами исследования показывают, что представительной модельной средой для комплексного исследования деформационных процессов в земной коре и сопутствующих им сейсмических проявлений является блочный ледовый покров озера Байкал. Настоящая работа посвящена исследованию закономерностей его сейсмического режима в зависимости от величины и характера изменения внутренних напряжений. При этом особое внимание уделено анализу сейсмических предвестников катастрофических событий, связанных с динамической активизацией границ раздела крупных структурных фрагментов.

Результаты исследования демонстрируют, что сейсмический режим ледового покрова описывается законом Гуттенберга–Рихтера с показателем степени близким к 1, что отвечает нормальному сейсмическому режиму в земной коре. При этом имеет место выраженная связь количества сейсмособытий и характеристик их амплитудного распределения с

уровнем внутренних напряжений в среде. Так, в областях с более высокими внутренними напряжениями количество сейсмособытий существенно выше, чем в областях с низкими характерными напряжениями. Данный эффект обусловлен вовлечением в высоконапряженных областях аккомодационных механизмов большего масштаба. Кроме того, имеют место систематические различия «сейсмичности» в областях, находящихся в условиях действия сжимающих и растягивающих напряжений. Так, в зонах растяжения полное число сейсмособытий является более высоким, однако обеспечивается массой событий с относительно низкой амплитудой. Вследствие этого суммарная сейсмическая энергия в таких областях может быть в несколько раз ниже, чем в зонах действия сжимающих напряжений. Данное различие связано с активизацией большого количества мелких разрывов ввиду низкой прочности хрупких материалов на растяжение.

Обнаружен эффект систематического возрастания сейсмической активности ледового покрова по мере приближения к моменту динамической активизации смещений на межблочных границах. Кроме того, выявлено влияние физико-механических и геометрических параметров блочной среды на режим сейсмичности, в частности, появление продолжительного периода сейсмического затишья в условиях снижения градиента напряжений по глубине и роста эффективной прочности среды. Обсуждается необходимость проведения комплексного мониторинга сейсмических и деформационных процессов для анализа динамики изменения внутренних напряжений в среде.

**Секция 9.
Высокоэнергетические воздействия**

Численное моделирование процессов нагрева и деформации при высокоскоростном косом соударении пластин из низкоуглеродистой стали

Балаганский И.А., Батаев И.А., Батаев А.А., Виноградов А.В., Быструшкин Е.И., Лосинская А.А., Самейцева Т.С.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, 630092, Россия, balagansky@craft.nstu.ru

Высокоскоростное косое соударение пластин имеет место при выполнении процессов сварки взрывом различных металлических материалов, в том числе и сталей. Анализ процессов нагрева материалов и особенностей локальной деформации в зоне, прилегающей к точке контакта пластин, лежит в основе объяснения структурных преобразований, обусловленных динамическим взаимодействием плоских заготовок. В ряде отечественных и зарубежных работ отмечается, что в зоне, прилегающей к точке контакта, металлы испытывают большие пластические деформации с экстремально высокими скоростями, приводящие к повышению твердости и измельчению кристаллической структуры вплоть до образования наноструктуры.

Изменяя скорость метания, угол соударения и толщину соединяемых пластин, возможно в широких пределах изменять условия, которые реализуются в окрестности точки контакта, в том числе давление, температуру, время нагружения, степень и скорость пластической деформации. Основная проблема заключается в изучении влияния кратковременных тепловых эффектов, сопровождающих ударноволновое нагружение, на процессы преобразования дислокационной и зеренной структуры металлических материалов. Отмеченные параметры могут быть с достаточной точностью определены путем численного моделирования процессов, имеющих место в зоне соударения пластин.

В работе численно исследованы ударноволновые и тепловые процессы при сварке взрывом в зоне, прилегающей к точке соударения, двух стальных пластин при пространственном разрешении 25 и 75 ячеек на 1 мм с использованием программного обеспечения Autodyn 11.0. Начальная постановка соответствовала одной из конфигураций, описанных в работе [1]. Поведение материалов металлических пластин описывалось моделью Джонсона–Кука, позволяющей учесть процессы деформационного упрочнения и термического разупрочнения, а также оценить температурные эффекты при пластической деформации.

В задаче с пространственным разрешением 25 ячеек на 1 мм показано, что за исключением начальной и конечной стадий, процесс имеет стационарный характер с приблизительно постоянными параметрами в

зоне шва. Даже при относительно невысоком пространственном разрешении хорошо воспроизводится процесс образования кумулятивной пелены впереди точки контакта. Величина эффективной пластической деформации в зоне контакта пластин не менее 4. Повышение пространственного разрешения до 75 ячеек на 1 мм позволяет выявить дополнительные особенности течения материалов в области точки соударения. Наблюдается значительное повышение температуры в зоне точки контакта по сравнению с задачами с меньшим разрешением. По результатам расчета получены значения температуры порядка 2000–2300 К, что значительно выше температуры плавления стали. Ширина этой зоны не превышает 0.1 мм. Именно поэтому при меньшем разрешении не видны подробности течения в такой узкой зоне. Результаты математического моделирования соответствуют данным структурных исследований сварных композиций.

Литература

1. *Bataev I.A., Bataev A.A., Mali V.I., Esikov M.A., Bataev V.A.* Peculiarities of weld seams and adjacent zones structures formed in process of explosive welding of sheet steel plates // Mater. Sci. Forum. – 2011. – V. 673. – P. 95–100.

Исследование возможности применения импульсного термопарного преобразователя энергии для инициирования детонации взрывчатых веществ

*Гулевич М.А., Пай В.В., Федотенко Т.М., Яковлев И.В.,
Игнатенко А.Г.¹, Саяпин В.В.¹*

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева, Новосибирск, 630090, Россия,
victrix@ngs.ru

¹ ФГУП «НМЗ Искра», Новосибирск, Россия

Применение массовых взрывов скважинных зарядов при ведении горных работ имеет особое значение. При точной синхронизации моментов инициирования скважинных зарядов возможная экономия взрывчатых веществ может достигать 25–30 %.

Традиционно используемые для инициирования детонаторы с пирозамедлением не обладают необходимой точностью задержки и в последние годы вытесняются детонаторами с электронным замедлением. Невзирая на высокую стоимость таких детонаторов (16–70 дол./шт.), общий экономический эффект от их применения при проведении массовых подрывов значителен. К тому же, при повышении точности задержки инициирования появляется возможность использовать рассредоточенные внутрискважинные заряды, что снижает их вес в 1.5–2 раза при со-

хранении эффективности воздействия. Поверхностная разводка сети к детонаторам электрического типа проводится электрической цепью, а пиротехнического — ударно-волновой трубкой. Применение ударно-волновой трубки во многих случаях предпочтительней из-за большей надежности, технической и организационной простоты монтажа, низкой цены, помехозащищенности, безопасности. Поэтому чтобы использовать преимущества детонаторов с электронным замедлением и разводки ударно-волновой трубкой, необходимо создать детонатор с электронным замедлением, но срабатывающим от ударно-волновой трубки. Для этого следует разработать источник, преобразующий энергию плазменной струи из ударно-волновой трубки в электрический импульс для запитывания электроники детонатора и его инициирования. Таким источником может служить термобатарея.

В рамках разработки импульсного источника с помощью планарных терморезисторов и микротермопар были проведены эксперименты по определению величины теплового потока плазменной струи из ударно-волновой трубки при различных условиях их экспозиции. Показано, что один элемент термобатареи, представляющий собой микротермопару, выдает электрический импульс длительностью ~ 0.5 мс, амплитудой 12–18 мВ. Батарея таких термопар может генерировать за это время электрическую энергию ~ 2 мДж, достаточную для обеспечения работы таймера и последующего инициирования детонатора. При планарном размещении микротермопар габариты термобатареи позволяют разместить ее в стандартном корпусе детонатора. Детонатор, запитываемый таким импульсным источником, будет обладать высокой точностью задержки, безопасностью в применении, т.к. не будет реагировать на источники энергии с большими характерными временами нарастания мощности.

**Особенности применения адаптивного импульсного
высокоэнергетического воздействия на формирование
неразъемных соединений конструкционных материалов
методами сварки и наплавки**

Демьянченко А.А., Сараев Ю.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
litsin@ispms.tsc.ru

Широкому применению конструкционных материалов в практике мирового промышленного производства способствует непрерывно развивающееся совершенствование различных технологий сварки и наплавки, являющихся наиболее массовыми способами формирования не-

разъемных соединений. Общей тенденцией отмеченного совершенствования является стремление к повышению концентрации энергетического потока от источника нагрева на этапах плавления и переноса электродного материала в сварочную ванну, образованную расплавленным количеством основного и присадочного металла. Однако технологические процессы, в которых энергетические параметры режима поддерживаются на неизменном уровне, не всегда обеспечивают качественные и прочностные свойства неразъемных соединений из-за существенного перегрева металла сварочной ванны, что в конечном итоге приводит к формированию крупнозеренной структуры в металле шва и зоне термического влияния. Отмеченное обстоятельство способствует повышению градиентов напряжений между структурными элементами не только в металле шва, но и в зоне термического влияния.

Цель работы — повышение качественных и прочностных показателей неразъемных соединений конструкционных материалов применением методов адаптивного импульсного высокоэнергетического воздействия при сварке и наплавке.

Достижение сформулированной цели осуществляется путем применения специализированного технологического процесса, в ходе которого производят изменение энергетических параметров режима по программе, корректируемой в зависимости от характера изменения физических процессов не только в электродном материале, но и в свариваемом изделии. Экспериментально установлено, что для получения требуемых качественных и прочностных характеристик неразъемных соединений конструкционных материалов необходима низкочастотная модуляция энергетических параметров режима, которая обеспечивает активное перемешивание металла в сварочной ванне, ее интенсивную дегазацию и выравнивание теплосодержания металла по всему объему. В итоге это приводит к ускорению кристаллизации металла шва из расплава и, как следствие, к уменьшению напряжений и деформаций в свариваемом изделии.

В ходе технологических экспериментов определены частотные диапазоны изменения энергетических параметров режима, при которых достигается максимально возможное измельчение структуры металла шва и зоны термического влияния, а также обеспечивается повышение механических характеристик неразъемных соединений конструкционных материалов.

Проводимые исследования имеют большое теоретическое и практическое значение, поскольку в результате их выполнения можно формировать методологические основы повышения эксплуатационной надежности и живучести технических систем ответственного назначения, изготавливаемых из различных классов конструкционных материалов.

Деформационное поведение и откольное разрушение ультрамелкозернистых ГЦК-металлов и сплавов при воздействии наносекундного релятивистского сильноточного электронного пучка

*Дударев Е.Ф., Кашин О.А.¹, Марков А.Б.², Майер А.Е.³, Бакач Г.П.,
Табаченко А.Н., Почивалова Г.П., Гирсова Н.В.¹, Жоровков М.Ф.*

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия,
dudarev@spti.tsu.ru

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055, Россия

³ Челябинский государственный университет, Челябинск, 454001, Россия

Выполнено исследование деформационного поведения и механизма откольного разрушения ГЦК-металлов (алюминий, медь) и гетерофазного сплава Al–Mg–Li–Zr с субмикроструктурной и крупнозернистой структурами при воздействии наносекундного релятивистского сильноточного электронного пучка. Облучение мишеней проводили на ускорителе Синус-7 при энергии электронов 1.3 МэВ, длительности импульса 50 нс, плотности мощности 10^{10} Вт/см². Проведенное при этих параметрах электронного пучка компьютерное моделирование показало, что в зоне энерговыделения достигается температура плавления и формируется монополярная ударная волна, при распространении которой достигается скорость деформации $\sim 10^5$ с⁻¹. При отражении этой ударной волны от тыльной поверхности мишени формируется волна растяжения, которая обуславливает тыльное откольное разрушение мишени. Согласно теоретическим оценкам, толщина отколотаго слоя увеличивается с ростом толщины облучаемой мишени.

Для экспериментального исследования использовали мишени в виде дисков толщиной от 2 до 10 мм с ультрамелкозернистой (размер элементов зеренно-субзеренной структуры меньше 1 мкм) и крупнозернистой структурами. Фазовый состав у всех мишеней из сплава Al–Mg–Li–Zr был одинаковым: содержались крупные частицы фазы Al₂LiMg и наноразмерные частицы фазы Al₃Li(Zr). Установлено, что при обеих зеренных структурах толщина отколотаго слоя увеличивается, а степень его пластической деформации уменьшается с ростом толщины мишени.

Методами просвечивающей электронной микроскопии выявлены изменения в структурном состоянии у поверхности откола.

У мишеней с исходной крупнозернистой структурой обнаружено измельчение зеренной структуры до ультрамелкозернистой; при исходной ультрамелкозернистой структуре существенных изменений в зеренной структуре не обнаружено. Эти данные свидетельствуют о том, что откольная прочность в исследованных материалах определяется не ис-

ходной зеренной структурой, а ультрамелкозернистой структурой, сформированной при ударном нагружении. Поэтому в зависимости от характеристик микроструктуры в предоткольном состоянии напряжение откольного разрушения при исходной ультрамелкозернистой структуре может быть больше или меньше, чем при исходной крупнозернистой структуре.

На основе теоретических расчетов динамики ударной волны и волны растяжения и полученных экспериментальных данных оценена ударная прочность при обеих зеренных структурах.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 10-08-00724-а.

Водородное насыщение технического титана, подвергнутого электронно-пучковой обработке

*Казаченок М.С., Панин А.В., Кретова О.М.,
Коваль Н.Н.¹, Лидер А.М.²*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kms@ispms.tsc.ru

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634021, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

Водородное охрупчивание является одной из причин деградации механических свойств титановых изделий при их эксплуатации в различных областях промышленности (нефтегазовой, аэрокосмической, судостроительной и др.). Актуальность данной проблемы существенно возрастает вследствие широкого применения пучковых технологий модификации материалов. Воздействие электронных и ионных пучков приводит к повышению износостойкости, коррозионной стойкости, динамической прочности изделий, уменьшению коэффициента трения и т.д. Однако остается неизвестным, каким образом облучение электронными пучками влияет на растворимость водорода при эксплуатации оборудования в водородсодержащей среде. Целью данной работы является исследование влияния водородного насыщения на структуру, особенности пластической деформации и механические свойства технического титана ВТ1-0, подвергнутого электронно-пучковой обработке.

Облучение образцов ВТ1-0 электронным пучком проводили на установке «SOLO» с двух сторон тремя импульсами с длительностью по 50 мкс. Плотность энергии пучка варьировалась в пределах 12–25 Дж/см². Насыщение водородом выполняли на установке Сивертса Gas

Reaction Controller при давлении 0.6 и 2 атм, температуре 550 и 600 °С в течение 30 и 180 мин.

Методами термогазовыделения и рентгеноструктурного анализа показано, что при увеличении давления в камере, температуры и/или времени водородной обработки количество абсорбированного титаном газа существенно возрастает. Исследовано влияние условий наводораживания на характер деформации и разрушения, а также на механические свойства образцов ВТ1-0. Так, при наводораживании в течение 30 мин и 550 °С концентрация водорода в объеме материала не превышает 100 ppm, что не оказывает влияния на прочностные характеристики технического титана, однако приводит к некоторому увеличению его пластичности. Увеличение температуры и времени водородной обработки вызывает формирование гидридов в объеме образцов технического титана, обуславливая повышение их предела прочности при существенном снижении пластичности.

Установлено, что электронно-пучковая обработка оказывает влияние на сорбционную способность титана по отношению к водороду. В процессе облучения происходит не только изменение структуры и морфологии поверхности технического титана ВТ1-0, но и образование большого количества водородных ловушек с различной энергией активации. В результате при наводораживании в течение 30 мин и 550 °С концентрация водорода в исходных и обработанных электронным пучком образцах составляет 610 и 2340 ppm соответственно. С увеличением степени наводораживания снижается влияние состояния поверхностного слоя образцов ВТ1-0 на количество адсорбированного водорода.

Влияние учета анизотропии механических свойств металлов и сплавов на сдвиговое и откольное разрушение

Козлова М.А., Коньшева И.Ю.¹, Кривошеина М.Н., Туч Е.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kozlova_ma@mail.ru

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

При разрушении металлических преград в диапазоне артиллерийских скоростей одновременно возникают четыре основных вида разрушения. Целью работы является исследование влияния учета анизотропии механических свойств металлов и сплавов на сдвиговое и откольное разрушение преград из таких материалов. Приведены результаты численного моделирования разрушения преград из анизотропного материала со свойствами, различно ориентированными относительно оси на-

гружения. В первом случае вдоль направления оси нагружения заданы максимальные упругие, пластические и прочностные свойства в материале, во втором случае — минимальные свойства. Для моделирования разрушения анизотропного материала преграды при сдвиге применялся критерий разрушения Мизеса–Хилла. При нагружении легкими ударниками ($m = 2$ г) преграда, имеющая сниженные механические свойства в направлении удара относительно свойств в плоскости преграды, оказывает большее сопротивление внедрению ударника, чем преграда, имеющая сниженные механические свойства в направлении удара, относительно свойств в плоскости преграды. Анализируя кривые торможения ударников и конечные зоны разрушения в материалах преград, были сделаны следующие выводы: при соударении с преградами из анизотропных материалов с минимальными по толщине механическими свойствами легкие ударники тормозятся быстрее, чем при соударении с преградами из материалов с максимальными по толщине свойствами; зона разрушения также распространяется глубже в материале с максимальными по толщине механическими свойствами.

Численное моделирование откольного разрушения преград с учетом анизотропии механических свойств материала преграды проведено с применением модифицированной модели Кэррола–Холта. Представлены профили скоростей свободной поверхности преград из транслопных материалов при их ударном нагружении в направлении прокатки и в перпендикулярном направлении. Показано, что изменение направления ударного нагружения относительно проката в анизотропной преграде приводит к изменению объема разрушенного материала при откольном разрушении и разрушении в виде выбивания пробки. В качестве численного метода использовался метод конечных элементов.

Моделирование учета структурных факторов при разрушении анизотропных преград

Кривошеина М.Н., Кобенко С.В.¹, Коньшева И.Ю.²

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
marina_nkr@mail.ru

¹ Нижневартковский государственный гуманитарный университет, Нижневартовск,
628605, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

Целью работы является исследование влияния изменения механических свойств в металлах и сплавах при прокате и других видах формования на откольное разрушение в образцах, изготовленных из таких же

материалов. В качестве численного метода использовался метод конечных элементов. Моделирование откольного разрушения анизотропных материалов проведено на основе модифицированной авторами модели Кэррола–Холта. Приведены результаты расчетов численного моделирования откольного разрушения транслопных алюминиевых образцов в трехмерной постановке. Представлены профили скоростей свободной поверхности транслопных образцов при их ударном нагружении в направлении прокатки и в перпендикулярном направлении. Показано, что изменение направления ударного нагружения относительно проката в анизотропном образце приводит к изменению распределения скоростей на тыльной поверхности образца и объема пористого материала при формировании откола. Показано изменение величины упругого предвестника при нагружении вдоль проката и перпендикулярно направлению проката в транслопных образцах из алюминиевого сплава. Приведено сравнение с натурными экспериментами.

Взрывное компактирование карбида вольфрама по осесимметричной схеме

Лукьянов Я.Л., Бузюркин А.Е.¹, Краус Е.И.¹

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия, lukyanov@hydro.nsc.ru

¹ Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия

При создании новых, в том числе композиционных, материалов важное место занимают методы взрывного компактирования порошковых гетерогенных систем, т.к. вследствие кратковременности воздействия высоких температур и давлений данный метод позволяет в основном сохранить структуру и свойства исходных порошков. Кроме того, активация поверхности частиц в процессе взрывного компактирования позволяет проводить спекание прессовок при меньших температурах. Данное условие является важным при прессовании, например, субмикрористаллических или аморфных порошков. Интерес к этим задачам связан с возможностью создания новых материалов с контролируемыми свойствами.

В данной работе была поставлена задача разработки и оптимизации схем взрывного компактирования смесей твердых порошковых материалов с металлической связкой. С этой целью проведены эксперименты по взрывному компактированию смесей карбида вольфрама с кобальтом в цилиндрических ампулах сохранения. Также проведено численное моделирование распространения ударных волн по двухфазной пористой среде.

Для численного моделирования распространения ударных волн решалась полная система уравнений деформирования пористого упруго-пластического материала. Для описания поведения нагружаемого порошка использовалось малопараметрическое уравнение состояния, адекватно описывающее физику процессов соударения при высоких давлениях (до 1000 ГПа) и температурах (до 10000 К), что позволило провести расчеты ударно-волновых процессов с минимальным числом физических параметров в качестве начальных данных. Также предварительно бесконтактным электромагнитным методом [1], были измерены ударные адиабаты исследуемых смесей. Исходный порошок кобальта представлял собой агломераты размером 50–100 мкм, состоящие из частиц со средним размером 1 мкм. Порошок карбида вольфрама (WC) имел средний размер частиц 6–7 мкм. Для лучшей однородности смеси перед смешиванием порошок кобальта размалывался в шаровой мельнице в течение 7 часов. Затем производилось смешивание порошков WC–Co в соотношении 9:1 по объему также в шаровой мельнице в течение 7 ч.

На основе численного моделирования процесса распространения ударных волн были выбраны оптимальные режимы компактирования исходной порошковой смеси. Взрывное компактирование проводилось в цилиндрических ампулах сохранения с центральным стержнем. Некоторые образцы после компактирования термообрабатывались непосредственно в ампулах. Структуры компактов исследовались с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO-420. Проведены измерения микротвердости компактов на твердомере ПМТ-3.

На основе аналитических и численных исследований распространения ударных волн в таких средах определены оптимальные режимы взрывного компактирования двухфазных порошковых сред, представляющих собой смеси твердых порошковых материалов с металлической связкой.

Modification of UHMWPE/CNFs composites by electron beam irradiation

*Poowadin T.¹, Panin S.V.^{1,2}, Kornienko L.A.^{2,3},
Ivanova L.R.², Poltaranin M.A.¹*

¹ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, 634050, Russia,
poowadin@yahoo.com

² Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, Tomsk, 634021, Russia

³ Russian Materials Science Center, Tomsk, 634021, Russia

Ultra high molecular weight polyethylene (UHMWPE) exhibits excellent resistance to abrasion and wear in tribological application. It is also a

prospective polymeric material for application in mechanical engineering such as gears, bearings, and seals. Nowadays, improvement wear resistance of polymers is moving towards polymer nanocomposites and polymer surface modifications and this trend will continue to grow. In this paper wear resistance, mechanical and tribological properties of irradiated UHMWPE composites were studied. Electron beam irradiation is an effective technique that can be used to enhance the wear resistance of polymeric materials. UHMWPE/carbon nanofibers composites (coded as UHMWPE/CNFs) were irradiated by the electron beam at dose levels ranging from 25 to 300 kGy. Carbon nanofibers in the form of multiwall nanotubes (10–20 nm) were employed to fill as reinforced particles in amount of 0.5 wt. %. The aim of the work is to study the effect of electron beam radiation on the wear resistance of UHMWPE/CNFs composites. In this article, we report on the morphology and tribological properties of the samples, while the microstructures were characterized by scanning electron microscopy (SEM). Further, infrared spectroscopy was used to study the carbonyl (C = O) groups and double bond (C = C) formation on the irradiated samples. The change of the percent crystallinity of the samples was examined by differential scanning calorimetry (DSC), while the tribological properties were investigated by using friction and wear experimental machine (model SMT-1) under dry condition. The change of hardness was determined by using a nanoindenter. It was observed that the wear intensity of the irradiated samples decreased with the increase in radiation dose, while the wear resistance of the irradiated samples may be estimated as 4–5 times higher in comparison with pure UHMWPE. Irradiated sample at radiation dose of 300 kGy exhibits increasing of percent crystallinity up to 50.7 %, while pure UHMWPE is 32.7 %. In addition, the IR spectra results show that the carbonyl groups and double bonds formation also increased with the increase in radiation at high level dose.

Сравнение применения различных критериев прочности на напряженно-деформируемое состояние анизотропных материалов при динамических нагрузках

Радченко А.В., Радченко П.А.¹

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, 634003, Россия

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
radchenko@live.ru

Композиционные материалы нашли широкое применение во всех областях современной науки и техники. Известно, что композиты, как правило, обладают высокой степенью анизотропии упругих и пластиче-

ских свойств. В работе исследуется влияние современных критериев разрушения на моделирование поведения хрупких анизотропных материалов при высокоскоростном взаимодействии. При численном моделировании используется компактный ударник из стали Ст3 и преграда из ортотропного органопластика. Исследуется диапазон взаимодействия от 200 до 1000 м/с. Применялись как тензорно-полиномиальный критерий Ашкенази, так и критерии Цая-Ву и Хоффмана, позволяющие учесть различные пределы прочности на растяжение и сжатие. Поведение материала с высокой степенью анизотропии также сравнивалось с материалом, полученным из начального усреднением всех механических свойств. В результате исследования было выявлено, что картина напряженно-деформируемого состояния определяется взаимодействием волн сжатия и разгрузки, а учет анизотропии механических свойств композиционного материала необходим для адекватного описания его поведения при динамических нагрузках.

Использование вейвлет-преобразования при исследовании природы последовательного охрупчивания при механической активации смеси Ti–Ni и последовательности событий при дальнейшем тепловом взрыве

Расколенко Л.Г., Шкода О.А.

Отдел структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН, Томск, 634021, Россия,
caryll@english.tsc.ru

В работе исследовалась самоорганизующаяся система «механоактивация Ti–Ni – взрывная волна – формирование фаз в продукте». Был получен спектр линий-событий для механоактивируемой смеси порошков Ti–Ni при увеличении времени механической активации в масштабе реального времени. По методике вейвлет-преобразования был получен интервал времени единичной продолжительности, на котором были расположены экспериментальные точки множества, образуя дробную размерность.

Картина спектра самоподобна, т.е. фрактальна. В работе использовали модель стохастического точечного процесса, отвечающую условию Бернулли — модели нашего эксперимента, случайные исходы которого принадлежат двум взаимоисключающим классам — напряжения и релаксации. Вейвлет-картина переходит без изменения в диссипативные структуры «температурные характеристики – реальное время механоактивации», а именно в структуру «минимум» или «седло – узел».

В итоге был уточнен интервал времени механоактивации, в пределах которого есть возможность проведения синтеза взрывом. Определен параметр Бернулли равный 0.5, который является временем помола основного охрупчивания. Совпадение с моделью испытаний Бернулли говорит о том, что все исходы в процессе активации и взрыва смеси Ti–Ni определяются двумя событиями взаимоисключающей природы.

Деформация и разрушение объемных наноструктурных материалов при ударно-волновых воздействиях. Компьютерное моделирование на мезоскопических уровнях

Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Скрипняк Н.В.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, skrp@ftf.tsu.ru

Исследования последних лет показали, что закономерности неупругой деформации и разрушения объемных наноструктурных и поликристаллических материалов различаются как при квазистатическом, так и динамическом нагружении. Разработка адекватных моделей механического поведения объемных наноструктурных материалов при интенсивных динамических воздействиях сдерживается недостаточной изученностью закономерностей процессов развития неупругих деформаций и разрушения.

Для исследования указанных процессов на мезоскопическом уровне при нагружении алюминиевых и магниевых сплавов ударными волнами была использована многоуровневая вычислительная модель. Приращение макроскопической пластической деформации определялось суммой приращений, связанных с физическими механизмами пластичности — двойникованием, зарождением и скольжением дислокаций в зернах, проскальзыванием по границам зерен, смещением мезоскопических блоков. Модель позволяла учесть влияние на механическое поведение сплавов параметров распределения зерен по размерам, а также влияние концентрации и размеров дисперсных частиц упрочняющих фаз.

Обнаружено, что более высокая скорость затухания амплитуды упругих предвестников в наноструктурных сплавах по сравнению с поликристаллическими аналогами обусловлена интенсивным гетерогенным зарождением дислокаций в области тройных стыков зерен и вблизи дисперсных упрочняющих частиц. Установлено, что эффективная откольная прочность дисперсно-упрочненных наноструктурных алюминиевых и магниевых сплавов существенно выше значений откольной прочности поликристаллических аналогов рассмотренных сплавов.

Неустойчивость и локализация пластической деформации при высокоскоростном пробивании как результат самоорганизации мезодефектов

Соковиков М.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Ляпунова Е.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, 614013, Россия,
sokovikov@icmm.ru

Работа посвящена экспериментальному и теоретическому изучению деформационного поведения материалов при высокоскоростном пробивании.

Проведено изучение пробивания преграды в виде формирования и выноса пробки при скоростях 101–260 м/с с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M (чувствительность — не менее 25 мК при 300 К, спектральный диапазон — 3–5 мкм, максимальный размер кадра — 320×240 точек) и системы измерения скорости VISAR. На оригинальной баллистической установке по изучению пробивания были исследованы образцы из алюминия марки 6061, 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 для зоны первоначального проникания ударника в образец, имеющей гладкую зеркальную поверхность разрушения, наблюдается относительно равномерное распределение деформации, тогда как при формировании и выносе пробки это распределение становится существенно неоднородным по радиусу по нормали к поверхности в объем образца. Имеет место локализация пластической деформации в узкой области по образующей пробки. По мере продвижения пробки происходит как огрубление рельефа поверхности разрушения, так и увеличение локальных неоднородностей сдвиговых деформаций.

Проведено исследование автомодельных закономерностей процесса деформирования материалов при высокоскоростном ударе и 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.

Показано, что автомодельный характер поведения материалов при высокоскоростном ударе, характеризующийся, начиная с определенных скоростей соударения, слабой зависимостью сопротивления от условий нагружения, является следствием кинетических переходов в ансамблях микросдвигов. Резкое падение сопротивления среды сдвиговым нагрузкам, появление областей неустойчивости пластического сдвига обусловлены особенностями согласованной ориентационной кинетики развития микросдвигов (при наличии области метастабильности), результатом которого является асимптотический характер зависимости релаксационных свойств материала от скоростей деформирования и, соответственно, скоростей соударения.

Увеличение «глубины проникания» в область метастабильности (с повышением скорости деформации) приводит к увеличению скорости роста плотности микросдвигов и обусловленной ими скорости деформации. При достижении верхней границы области метастабильности (по напряжению) скорость деформации сдвига достигает своего максимального значения и слабо зависит от скорости соударения. Таким образом, скорость генерации микросдвигов в условиях кинетического перехода определяет темп релаксации девиаторных компонент тензора напряжений. Это имеет следствием резкое падение сопротивления материала сдвиговым нагрузкам.

Показано, что выход процесса формирования пробки на автомодельный режим обусловлен особенностями кинетики накопления микросдвигов (ориентационным переходом), результатом которого является асимптотический характер зависимости деформационных свойств материала (в областях по образующей ударника) от скоростей соударения.

В рамках рассматриваемой модели проведено также численное моделирование распространения полос неустойчивости пластического сдвига как специфических волн пластической деформации, обладающих признаками автосолиitonных волн.

Работа выполнена при частичной поддержке Программ Президиума РАН 09-П-1-1010, 09-П-1-1011, 09-Т-1-1005 и гранта РФФИ № 09-01-92005-ННС_а.

Секция 10.
Перспективные материалы

Наноструктурирование поверхностного слоя стали 12Х1МФ ионным пучком Zr^+ для повышения ее усталостной прочности

*Власов И.В.¹, Панин С.В.^{1,2}, Сергеев В.П.², Сунгатулин А.Р.^{1,2},
Панин В.Е.^{1,2}*

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия, good0@yandex.ru

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Подавляющее большинство изделий и деталей машин при эксплуатации испытывает воздействие переменных нагрузок, что может являться причиной их усталостного разрушения. Проблема изучения и прогнозирования усталостного разрушения сохраняет актуальность и содержит ряд нерешенных научных и практических задач [1].

Экспериментальные и теоретические исследования мезоскопических структурных уровней деформации в нагруженных твердых телах привели к появлению качественно новой методологии описания деформируемого твердого тела как многоуровневой самосогласующейся системы. Формирующиеся на различных масштабных уровнях разориентированные субструктуры являются масштабно-инвариантными. Это обстоятельство лежит в основе построения многоуровневой модели деформируемого твердого тела, в которой учитывается вся иерархия масштабов структурных уровней деформации. Поверхностные слои и внутренние границы раздела играют важную функциональную роль в зарождении деформационных дефектов и рассматриваются как самостоятельные мезоскопические структурные уровни деформации [2]. В связи с этим развитию деформации в (при)поверхностных слоях придается особое внимание.

Эффективным путем повышения усталостной прочности и износостойкости деталей машин является наноструктурирование поверхности. Обработка поверхностного слоя особенно актуальна для усталостного разрушения, где роль поверхности выходит на первое место.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния наноструктурирования поверхности пластичной стали 12Х1МФ ионами Zr^+ на повышение ее усталостной прочности. Сталь 12Х1МФ является теплостойкой и предназначена для изготовления деталей, работающих при температурах 540–580 °С, в частности труб паропроводов. Ионное наноструктурирование поверхностного слоя образцов из стали 12Х1МФ проводили с помощью сильноточного вакуумно-дугового источника металлических ионов на установке УВН-0.2 «Квант».

При испытании на растяжение образцов в исходном состоянии получено, что предел прочности составляет $\sigma_B = 482$ МПа, предел текуче-

сти $\sigma_T = 361$ МПа, относительное удлинение $\delta = 21$ %. Проведены испытания на растяжение образцов с концентратором напряжений (отверстием). Показано, что по сравнению с образцом в исходном состоянии без концентратора напряжений относительное удлинение образца в том же состоянии, но с отверстием уменьшилось в ~ 2 раза, при этом значения предела текучести и предела прочности сохранились на прежнем уровне. После наноструктурирования снизилось относительное удлинение на $\Delta\epsilon = 2.5$ %, а предел прочности повысился на 150 МПа.

Измерена нанотвердость в исходных и наноструктурированных образцах. Выявлено, что после наноструктурирования нанотвердость повышается в 1.5 раза, одновременно в 2 раза снизился модуль упругости.

Результаты испытаний на циклическое растяжение показали, что количество циклов до разрушения образцов с наноструктурированием поверхностного слоя повысилось в 2–3 раза. Одновременно увеличилось время до появления трещины в ~ 2 –3 раза.

При циклическом знакопеременном изгибе в исходном образце формировался выраженный грубый деформационный рельеф в форме складок, предшествующий появлению трещин. В наноструктурированном образце поверхность является более гладкой, длина складок меньше, а их количество больше. Деформация в наноструктурированном образце более равномерно распределена по поверхности. Выявлен различный характер разрушения поверхности образцов.

Продемонстрировано различие в характере формирования деформационного рельефа на поверхности образцов, свидетельствующее о том, что развитие деформации и разрушение в образце с наноструктурированным слоем принципиально отличаются в образце без обработки. При невысоких деформациях это сопровождается формированием большего количества складок (по данным циклического изгиба), в то время как при высоких деформациях сопровождается растрескиванием наноструктурированного слоя (при циклическом растяжении).

Причина повышения усталостной прочности связана прежде всего с задержкой возникновения магистральной трещины. После появления трещины образец без обработки и наноструктурированный образец разрушаются подобным образом.

Литература

1. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций: синергетика в инженерных приложениях. – Уфа: Изд-во УГНТУ, 2003. – 802 с.
2. Панин В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел // Физ. мезомех. – 1999. – Т. 2. – № 6. – С. 5–23.

Экспериментальное определение электрической проводимости меди при импульсном нагружении

Гулевич М.А., Пай В.В., Яковлев И.В.

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия, victrix@ngs.ru

Изучение зависимости электрической проводимости металлов и сплавов от давления в условиях ударно-волнового нагружения является частью обширного поля исследований в области физики высоких давлений. Такие данные позволили, в частности, обосновать метод измерения высоких давлений с помощью барочувствительных элементов, в том числе из манганина, а также определить давление превращения при множественных полиморфных переходах. Особенно трудным при использовании традиционных схем контактного измерения является определение проводимости в металлах, обладающих низким удельным сопротивлением, таких как алюминий, медь и т.д. Это связано с тем, что при проведении измерений все запитывающие и измерительные цепи выполняются проводниками, имеющими сопротивление сопоставимое с сопротивлением исследуемого образца. В процессе ударно-волнового нагружения все элементы измерительной системы, включая исследуемый образец, подвергаются неконтролируемой деформации, что может приводить к значительным погрешностям измерений. В данной работе предлагается бесконтактный метод измерения электрической проводимости немагнитных металлов и сплавов в условиях импульсного нагружения, основанный на экспериментальном определении характера затухания вихревых токов в исследуемом образце, в значительной мере свободный от недостатков традиционных схем измерения. Образец представляет собой диск фольги конечных размеров, что позволяет проводить измерения в случаях, когда обеспечение условий плоского ударно-волнового нагружения затруднительно, например, при применении порошкообразных взрывчатых веществ насыпной плотности или зарядов взрывчатых веществ малого размера для создания высоких давлений. Дано теоретическое обоснование предлагаемого метода. Проведены эксперименты по определению проводимости меди при давлениях до 16 ГПа. Показан немонотонный характер зависимости проводимости от давления.

Структура и свойства вольфрамата циркония

Дедова Е.С., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
dedova@ftf.tsu.ru

Материалы с отрицательным коэффициентом теплового расширения вызывают особый научный интерес, поскольку использование их в технологии композиционных материалов позволяет получать высокие механические свойства, варьируя объемную долю исходных компонентов. Особое место среди таких материалов занимает вольфрамат циркония.

Показано, что порошок находится в основном в кубической модификации $\alpha\text{-ZrW}_2\text{O}_8$ с параметром решетки $a = 0.9154$ нм, на рентгенограммах присутствуют линии, принадлежащие ZrO_2 и WO_3 .

Установлено, что порошок, отожженный при температуре 1100 °С, состоит из агломератов из частиц нерегулярной формы. Средний размер частиц составляет 8.3 мкм. Отжиг при температуре 1200 °С приводит к уменьшению среднего размера частиц до 2.8 мкм.

Определен коэффициент термического расширения при температурах до 800 °С, и установлено, что он становится отрицательным при температурах более 550 °С.

Проанализировано влияние отрицательного коэффициента теплового расширения на механические свойства композита на основе алюминиевых сплавов.

Пористые композиты $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, полученные из порошковых смесей оксида и гидроокиси металлов

Жуков И.А., Буякова С.П.¹, Кульков С.Н.¹

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, gofra930@gmail.com

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

В работе изучена структура пористых композиционных материалов $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, синтезированных с использованием гидроокиси алюминия, что является альтернативой использованию органических порообразователей в технологии получения пористых керамик. Необходимая пористость в этом случае обеспечивается разложением гидроокиси до оксида. Получаемые композиты $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ характеризуются сочетанием высокой прочности и высокой вязкости разрушения. Область использования пористых керамик $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ весьма широка: создание фильтров для

очистки жидкости и газа, катализаторы химических реакций, биоимпланты. Присутствие углерода, образование которого неизбежно при использовании классического метода органических порообразующих добавок, в конструкциях перечисленного назначения не допустимо.

Для получения пористых керамических композитов $ZrO_2-Al_2O_3$ использовался порошок твердого раствора состава ZrO_2 , 3 мол. % Y_2O_3 , полученный обратным осаждением из раствора нитратных солей Zr и Y, и порошок гидроокиси алюминия, полученной разложением алюминатного раствора. Средний размер частиц порошка $ZrO_2(Y_2O_3)$ составил 10 мкм, в порошке преобладала высокотемпературная тетрагональная модификация ZrO_2 . Согласно данным исследования электронной микроскопии, порошок гидроокиси алюминия состоял из изолированных поликристаллических частиц с хорошей огранкой, средний размер которых составил 5.2 мкм. Согласно данным рентгенофазового анализа, этот порошок представлял собой гидратированную окись алюминия состава $Al_2O_3-4H_2O$ с гексагональной структурой. Порошковые смеси $ZrO_2(Y_2O_3)-Al_2O_3-4H_2O$ готовились смешиванием компонентов в воде в течение 30 мин. Объемная доля алюминиевой гидроокиси изменялась от 1 до 50 %. Спекание образцов производилось при температурах 1400, 1500, 1600, 1650 °C с изотермической выдержкой 1 ч. Анализ фазового состава и параметров кристаллической структуры готовых образцов керамики определялся методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре с CuK_{α} -излучением.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, фазовый состав спеченной керамики $ZrO_2-Al_2O_3$ представлен тетрагональной и моноклинной модификациями ZrO_2 , а также высокотемпературной модификацией $\alpha-Al_2O_3$.

Исследования полученных композитов $ZrO_2-Al_2O_3$ показали, что с увеличением объемной доли гидроокиси алюминия в шихте пористость образцов возрастает, но уменьшается с увеличением температуры спекания керамики. Наибольшая пористость 35 % имели композиты с объемной долей гидроокиси алюминия в порошковой смеси 50 %.

С увеличением температуры спекания в композиционных материалах уменьшалась доля высокотемпературной тетрагональной фазы диоксида циркония. С увеличением температуры спекания в образцах с содержанием гидроокиси алюминия в исходной шихте 1, 5, 10, 25 % наблюдалось увеличение размера областей когерентного рассеяния до 70 нм, а для композита с объемной долей гидроокиси алюминия в исходной смеси 50 % — уменьшение до 30 нм.

Вневакуумная электронно-лучевая наплавка тантала на толстолистовые пластины из титана ВТ1-0

*Журавина Т.В., Голковский М.Г.¹, Батаев В.А., Батаева З.Б.²,
Бородина Е.О., Самойленко В.В.*

Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, 630092, Россия, zhuravina@ngs.ru

¹ Институт ядерной физики имени Г.И. Будкера СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия

² Новосибирская государственная академия водного транспорта,
Новосибирск, 630099, Россия

Одним из материалов, обладающих повышенным уровнем коррозионных свойств и применяемых для изготовления элементов конструкций, работающих при воздействии агрессивных химических сред, является тантал. Более широкое его применение ограничено высокой стоимостью материала. Эффективным решением данной проблемы является применение вместо чистого тантала сплавов титана, легированных танталом. Тантал неограниченно растворим в β -фазе титана и является стабилизатором этой фазы. Это обстоятельство позволяет сделать вывод о возможности формирования эффективных композиций на их основе.

В работе проведено исследование танталовых покрытий, полученных на подложке из технически чистого титана ВТ1-0. Наплавку покрытий выполняли на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 производства Института ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН. Мощность пучка изменялась в диапазоне от 30 до 60 кВт. В процессе вневакуумной электронно-лучевой наплавки на поверхности основного металла были сформированы покрытия толщиной 2–3 мм.

Структура покрытий зависит от режимов обработки и концентрации тантала в наплавленном слое. Экспериментально проанализированы четыре технологических режима, представленные в табл. 1.

В образцах с содержанием тантала 27, 21 и 28 % металлографически наблюдается явно выраженная дендритная структура.

Таблица 1

Технологические режимы формирования покрытий

| Технологические режимы | Ток пучка, мА | Скорость перемещения образца, см/с | Концентрация тантала, % |
|------------------------|---------------|------------------------------------|-------------------------|
| 1 | 35 | 2.5 | 27 |
| 2 | 24 | 1 | 21 |
| 3 | 38 | 2.5 | 28 |
| 4 | 24 | 1 | 9 |

При реализации режима, соответствующего концентрации тантала 9 %, методом структурного анализа зафиксирована метастабильная α' -фаза. Ее образование объясняется мартенситным превращением, обусловленным повышенной скоростью охлаждения образцов. Во всех образцах переходная зона между покрытием и основным металлом представляет собой метастабильную α' -фазу. Методом энергодисперсионного микроанализа исследована однородность распределения тантала в покрытиях. Показано, что формируемые при реализации метода вневакуумной электронно-лучевой наплавки покрытия по химическому составу являются однородными.

С использованием микротвердомера были проведены дюрометрические испытания полученных покрытий. Установлено, что микротвердость слабо изменяется по глубине слоя и резко снижается (от 4000 до 2150 МПа) при пересечении границы сплавления порошка тантала с основным металлом.

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что вневакуумная электронно-лучевая наплавка смеси порошков тантала и титана на толстолистовую пластину титана ВТ1-0 позволяет сформировать высококачественные покрытия без дефектов в виде пор или трещин. Данный метод может быть рекомендован для получения коррозионно-стойких покрытий на конструкциях, предназначенных для эксплуатации в особо агрессивных химических средах.

Влияние термической обработки на свойства плазмохимических порошков на основе ZrO_2

Канаки А.В., Буюкова С.П., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
634021, Россия, kanakia@sibmail.com

Целью данной работы явилось исследование фазового состава, параметров тонкой кристаллической структуры порошков диоксида циркония с различным содержанием стабилизирующей добавки, полученных плазмохимическим методом. В качестве материалов исследования были выбраны порошки твердых растворов ZrO_2 – MgO с концентрацией оксида магния 3, 5, 10, 15 и 20 вес. %, полученные пиролизом жидкофазных прекурсоров в высокочастотной плазме. Отжиг всех порошков проводился в высокотемпературной электрической печи при температурах 700, 900, 1100 и 1400 °С. Исследования фазового состава и кристаллической структуры порошков осуществлялись на дифрактометре ДРОН-3 с использованием CuK_{α} -излучения с шагом 0.1° . Размер кри-

сталлитов рассчитывался по уширению рентгеновских рефлексов на малых углах дифракции.

Рентгеноструктурный анализ показал присутствие в порошках кубической (*c*-ZrO₂), тетрагональной (*t*-ZrO₂) и моноклинной (*m*-ZrO₂) модификаций диоксида циркония. Для порошков всех составов преобладающей являлась кубическая модификация ZrO₂, при содержании оксида магния в системе ZrO₂–MgO в количестве 3 вес. % доля кубической модификации ZrO₂ составила около 78 %. Дальнейшее увеличение концентрации стабилизирующей добавки привело к увеличению содержания кубической модификации диоксида циркония и к уменьшению моноклинной. С увеличением количества стабилизирующей добавки в порошках диоксида циркония, наблюдается уменьшение параметра *a_c* кристаллической решетки кубической фазы ZrO₂. На рентгенограммах порошков с концентрацией оксида магния более 15 вес. % были обнаружены дифракционные максимумы кубического MgO, что свидетельствует о его неполном растворении в решетке диоксида циркония.

Проведенные рентгенофазовые исследования показали, что изменение кристаллической структуры ZrO₂ (*c*-ZrO₂ → *t*-ZrO₂ → *m*-ZrO₂) при отжиге непосредственно зависит от количества окиси магния в порошках. Отжиг при температуре 700 °C влияния на соотношение фаз ZrO₂ не оказал. При температуре 900 °C в образцах с содержанием MgO в количестве 3 и 5 вес. % наблюдается переход кубического ZrO₂ в моноклинный (*c*-ZrO₂ → *t*-ZrO₂ → *m*-ZrO₂). При дальнейшем увеличении концентрации оксида магния наблюдается увеличение границ температурного интервала, в котором происходит рекристаллизация порошков системы ZrO₂–MgO. Отжиг порошков сопровождается выходом ионов оксида магния из кристаллической решетки ZrO₂, что характеризуется появлением на рентгенограммах (образцы с содержанием 5 и 10 вес. % MgO) дифракционных максимумов, принадлежащих MgO, или увеличением их интенсивности.

Зависимость изменения размера кристаллитов от температуры отжига можно разделить на два интервала: 30–700 °C и 700–1400 °C. В пределах интервала 30–700 °C размер кристаллитов моноклинной (24 нм) и тетрагональной (16 нм) фаз ZrO₂ не изменяются. С ростом температуры отжига до 1400 °C наблюдается увеличение размера кристаллитов *m*-ZrO₂ и *t*-ZrO₂ по линейному закону до 45 и 32 нм соответственно.

Влияние водорода на термический гистерезис и механические свойства в моно- и поликристаллах никелида титана

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Данильсон Ю.Н., Кейних К.С.

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия,
kireeva@spti.tsu.ru

На однофазных моно- и поликристаллах никелида титана Ti–50.7 ат. % Ni с B2–B19' мартенситными превращениями исследовано влияние насыщения водородом при $T = 300$ К и плотности тока $j = 70$ мА/см² на температуры мартенситных превращений, термический гистерезис и температурную зависимость предела текучести $\sigma_{кр}$ при деформации растяжением в интервале температур $T = 77–573$ К.

Показано, что в однофазных поли- и монокристаллах Ti–50.7 ат. % Ni без водорода величины переохлаждения $\Delta_1 = M_f - M_s$ и нагрева $\Delta_2 = A_s - A_f$ (M_s, M_f — температуры начала и конца прямого мартенситного превращения при охлаждении, а A_s, A_f — температуры начала и конца обратного мартенситного превращения при нагреве), термического гистерезиса $\Gamma_1 = A_f - M_s$ и $\Gamma_2 = A_s - M_f$ оказываются близкими друг другу, в результате гистерезис имеет симметричный вид. При насыщении водородом однофазных поли- и монокристаллов Ti–50.7 ат. % Ni температуры M_s и M_f понижаются, а температуры A_s и A_f меняются слабо по сравнению с исходным состоянием. В результате термический гистерезис становится несимметричным. Методом рентгеновского анализа было установлено, что несимметричность термического гистерезиса при наводороживании в поли- и монокристаллах Ti–50.7 ат. % Ni связана с образованием частиц двух типов: TiNi₃, TiH₂. Максимальный эффект влияния водорода на температуры мартенситных превращений наблюдается при наводороживании в течение $t = 4$ часа: в монокристаллах M_s понижается на 11 К, M_f на 40 К; в поликристаллах M_s понижается на 15 К, M_f — на 10 К. Сопоставление величин термических гистерезисов в монокристаллах Ti–50.7Ni без водорода и с водородом показывает, что водород приводит к увеличению степени переохлаждения ($\Delta_1^{H_2}/\Delta_1 = 1.65$) и к уменьшению степени перегрева ($\Delta_2^{H_2}/\Delta_2 = 0.71$). Следовательно, насыщение водородом сопровождается увеличением упругой энергии при прямом мартенситном превращении по сравнению с состоянием без водорода. Высокий уровень запасенной энергии при переохлаждении способствует обратному B19'–B2 мартенситному превращению взрывом.

Установлено, что при насыщении водородом в течение $t = 4$ ч в однофазных поли- и монокристаллах Ti–50.7 ат. % Ni наблюдается, во-первых, рост напряжений $\sigma_{кр}$ при температуре $T \leq M_s$ относительно кри-

сталлов без водорода, что свидетельствует об увеличении сил трения для движения межфазной границы «аустенит–мартенсит». Во-вторых, установлено, что водород увеличивает уровень напряжений $\sigma_{кр}$ для образования мартенсита под нагрузкой, которые описываются соотношением Клайперона–Клаузиуса:

$$\alpha = d\sigma_{кр}/dT = dS/\varepsilon_0 = -\Delta H/\varepsilon_0 T_0. \quad (1)$$

Здесь ε_0 — деформация мартенситного превращения; T_0 — температура химического равновесия фаз; ΔS и ΔH — соответственно энтропия и энтальпия мартенситного превращения. В состоянии с водородом $\alpha = d\sigma_{кр}/dT$ оказывается больше, чем в исходном состоянии без водорода. Это означает, что водород не только приводит к повышению M_s , но и изменяет ΔS , ΔH и ε_0 . И, наконец, в-третьих, водород упрочняет высокотемпературную В2-фазу.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 10-03-00154-а.

Структура и свойства ZrO_2 – Y_2O_3 и их изменение после низкотемпературных отжигов

Клевцова Е.В., Кульков С.Н.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия, egorenkova112@yandex.ru
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Существующие методы получения оксидных порошков, как правило, не позволяют получать одинаковые по структуре, морфологии и свойствам порошки одинакового состава. Наиболее перспективный среди них — метод обратного совместного осаждения солей из растворов, с помощью которого возможно получение высокоактивных к спеканию гомогенных дисперсных порошков сложного состава.

Информация о поведении таких порошковых систем при отжиге является необходимой, поскольку определяет оптимальные режимы при спекании плотных керамических материалов.

В работе исследовались порошковые системы ZrO_2 – Y_2O_3 , синтезированные методом обратного совместного осаждения, после механической активации и отжиге в широком температурном интервале.

Синтезированные порошки ZrO_2 – Y_2O_3 подвергалась механической обработке в барабанной мельнице в течение 25 ч и отжигу при температурах 573–1373 К в течение 1 ч в воздушной атмосфере.

Показано, что фазовый состав порошка ZrO_2 – Y_2O_3 во всем температурном интервале отжигов представлен высокотемпературной тетрагональной модификацией диоксида циркония.

Частицы порошка системы $ZrO_2-Y_2O_3$, в исходном состоянии после механической обработки и отожженные при различных температурах, представляют собой как блоки осколочной формы, так и состоящие из них агломераты нерегулярной формы. Средний размер частиц исходного порошка составляет 32 мкм, величина удельной поверхности равна $S_{уд} = 8 \text{ м}^2/\text{г}$. Однако величина среднего размера частиц порошка $ZrO_2-Y_2O_3$ с увеличением температуры отжига уменьшается и для температур 573 и 1273 К составляет 3.7 и 2.5 мкм соответственно. В свою очередь, величина удельной поверхности при отжиге 573 К, по сравнению с исходной, возрастает до $S_{уд} = 170 \text{ м}^2/\text{г}$. Дальнейшее увеличение температуры приводит к рекристаллизации и росту кристаллитов и, как следствие, к уменьшению величины удельной поверхности.

Анализ среднего размера частиц порошка $ZrO_2-Y_2O_3$ от температуры отжига показал, что происходит уменьшение среднего размера агломератов с 4.5 до 2.5 мкм. Однако величина области когерентного рассеяния и средний размер частиц порошка, вычисленный по $S_{уд}$, растут. Такое соотношение свидетельствует о том, что агломераты являются поликристаллическими. С ростом температуры отжига происходит разделение агломератов на отдельные монокристаллические частицы. Средний размер этих частиц при температуре 1400 К соизмерим с размерами кристаллитов.

Таким образом, в настоящей работе исследовано влияние термических обработок на структуру и морфологию порошка состава $ZrO_2-Y_2O_3$, синтезированного методом обратного химического осаждения. Установлено, что увеличение температуры отжигов приводит к уменьшению среднего размера частиц, изначально представляющих собой пористые поликристаллические агломераты с большой удельной поверхностью, до монокристаллических полидоменных частиц, размеры которых соизмеримы с размерами кристаллитов.

Влияние дисперсности порошков на их уплотнение при спекании

Козлова А.В., Буякова С.П., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kozlovaannav@yandex.ru

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

Один из подходов управления структурой порошковых материалов — управление скоростью их уплотнения на неизотермической и изотермической стадиях спекания посредством изменения дисперсности порошковых систем. Использование высокодисперсных порошков по-

зволяет уменьшить размер зерна получаемых материалов. Однако активная усадка высокодисперсных порошков на стадии нагрева и отсутствие усадки на стадии изотермической выдержки затрудняют получение из них высокоплотных материалов. Использование смесей грубодисперсных и высокодисперсных порошков позволяет направленно регулировать параметры структуры и скорость уплотнения материалов при спекании.

В работе исследовано уплотнение грубодисперсного порошка ZrO_2 со средним размером частиц 12 мкм, высокодисперсного порошка ZrO_2 со средним размером частиц 0.79 мкм и их механической смеси со средним размером частиц 6.4 мкм. Порошковая смесь готовилась в режиме сухого смешивания в течение 1 часа в барабанной мельнице с мелющими телами из высокоплотной алюмооксидной керамики. Керамики получены прессованием порошков до относительной плотности 0.33, спеканием со скоростью нагрева 275 °С/ч до температуры 1500 °С без изотермической выдержки и спеканием при температуре 1500 °С с изотермической выдержкой от 1 до 20 ч.

Порошковые системы всех составов наибольшее уплотнение претерпели на стадии нагрева (рис. 1, а). Максимальное уплотнение наблюдалось для высокодисперсного порошка ZrO_2 . На стадии изотермической выдержки высокодисперсный порошок ZrO_2 характеризуется наименьшей интенсивностью уплотнения по сравнению с другими составами. Плотность смеси грубодисперсного и высокодисперсного порошков по окончании нагрева была больше, чем плотность керамики на основе грубодисперсного порошка. На стадии изотермической выдержки смесь из высокодисперсного и грубодисперсного порошков характеризуется более интенсивным уплотнением, чем грубодисперсный порошок, а после выдержки более 10 ч плотность превосходит плотность высокодисперсного порошка.

Для описания кинетики уплотнения порошковых смесей часто используется уравнение:

$$\Delta l/l_0 = K\tau^n,$$

где $\Delta l/l_0$ — линейная усадка; K — коэффициент интенсивности уплотнения; τ — время выдержки; n — показатель степени, зависящий от процессов уплотнения. Выявить величину n позволяет перестройка зависимостей уплотнения в двойных логарифмических координатах.

Кинетические зависимости величины усадки керамики на изотермической стадии, полученные логарифмированием зависимостей относительной плотности от времени выдержки, характеризуются разным наклоном, что свидетельствует о разной интенсивности усадки (рис. 1, б).

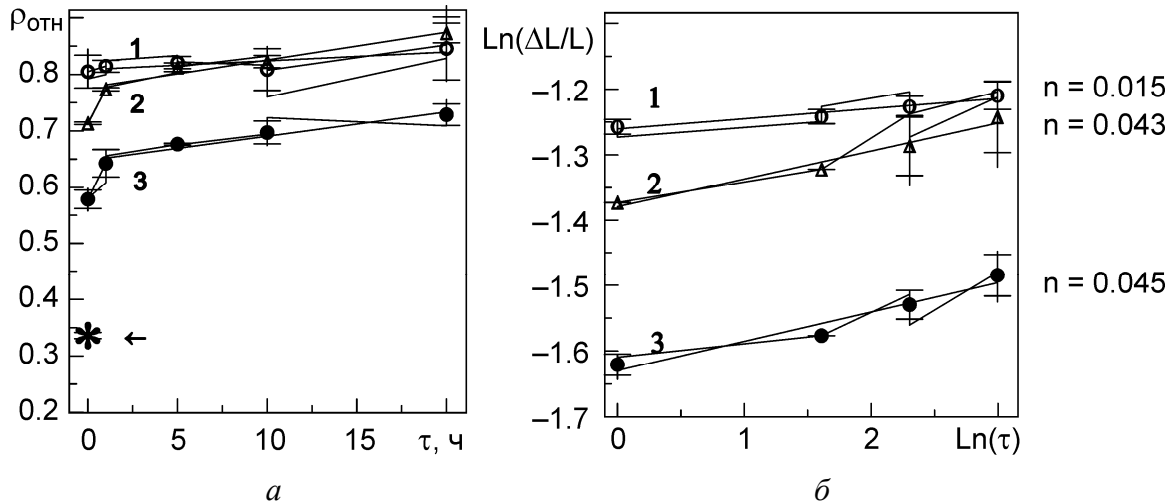


Рис. 1. Зависимость линейной усадки от времени изотермической выдержки (а); кинетические зависимости усадки от времени изотермической выдержки при спекании керамик составов (б): 1 — $ZrO_2(MgO)$ высокодисперсный; 2 — $ZrO_2(Y_2O_3)$ грубодисперсный – $ZrO_2(MgO)$ высокодисперсный; 3 — $ZrO_2(Y_2O_3)$ грубодисперсный

Видно, что наименьшим наклоном, а следовательно, наименьшей интенсивностью уплотнения характеризуются материалы на основе высокодисперсных порошков.

Из зависимостей скоростей уплотнения от времени выдержки найден показатель степени n для уравнения кинетики спекания $\Delta l/l_0 = K\tau^n$.

Согласно произведенным расчетам, коэффициент скорости усадки K для высокодисперсного порошка ZrO_2 составил 0.2. Наибольшей скоростью усадки характеризовались порошки на основе грубодисперсного порошка (коэффициент скорости усадки 0.29).

Таким образом, показано, что максимальное уплотнение для всех порошков ZrO_2 со средним размером частиц 12, 6.4, 0.79 мкм наблюдается на стадии неизотермической выдержки. На изотермической стадии спекания материалы на основе высокодисперсного порошка характеризуются наименьшей интенсивностью усадки. Наиболее интенсивное уплотнение претерпели порошковые смеси на основе высокодисперсного и грубодисперсного порошков.

Анализ акустической эмиссии при трении скольжения высокомарганцевистой стали

Колубаев Е.А., Сизова О.В., Колубаев А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
eak@ispms.ru

Современные представления о природе трения свидетельствуют о том, что этот процесс не является стационарным. При скольжении двух

тел друг относительно друга происходит схватывание, срыв и срез микронеровностей трущихся поверхностей. Вследствие сложности физико-механических процессов, протекающих при трении и износе, целесообразно искать новые методы анализа, которые могут дать информацию о процессах, происходящих в зоне трения, и позволят судить о реальном ресурсе работы пары трения. Среди методов, контролирующих процесс трения в режиме реального времени, наиболее привлекательным является метод акустической эмиссии. Метод основан на регистрации акустического излучения, обусловленного генерированием автоколебаний при трении.

Спектральный состав и интенсивность акустической эмиссии связаны с размерами сопряжения и его геометрией, шероховатостью контактирующих поверхностей и физико-механическими свойствами поверхностных слоев сопряженных материалов. Так как взаимодействие при трении происходит на выступах микронеровностей и реальная площадь контакта значительно меньше номинальной поверхности трения, то в зоне контакта развиваются высокие напряжения и протекают деформационные процессы, которые, в свою очередь, приводят к генерации акустических сигналов. Каждое элементарное событие в зоне контакта нельзя зарегистрировать с помощью существующей техники. Однако огромное количество таких элементарных актов формируют последовательность событий, суперпозиция которых может вызвать макроскопически значимые явления, дающие вклад в формирование спектральных характеристик акустической эмиссии. Возбуждение упругих колебаний при пластической деформации обусловлено пластическими сдвигами и двойникованием, межзеренным проскальзыванием, а также фазовыми превращениями и разрушением, включая образование микродефектов, трещин и отслоений.

Колебания, являющиеся результатом данных процессов, можно регистрировать и по ним судить о характере трения. Регистрация акустических сигналов позволяет с высокой точностью определить время происходящих событий, однако соотнести тип акустического сигнала с тем или иным событием чрезвычайно трудно. Для описания последовательности деградации поверхностного слоя требуется детальный анализ всех сигналов акустической эмиссии и сопоставления их с трибологическими параметрами процесса трения с целью разделения процессов адгезионного взаимодействия, пластической деформации и разрушения поверхностных слоев.

В работе установлена взаимосвязь между параметрами сигналов акустической эмиссии и характером трения и изнашивания стали Гадфильда (Г13). Показано, что механизмы, вызывающие генерацию акустических сигналов, непосредственно связаны с процессами разрушения

поверхностного слоя. С помощью анализа акустических сигналов при трении можно выработать критерии, характеризующие работу узла трения, и прогнозировать его дальнейшее поведение.

Изменение структурно-фазовых состояний приповерхностных слоев никелида титана при легировании ионными и ионно-плазменными потоками кремния

Лотков А.И., Мейснер С.Н., Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Сочугов Н.С.¹, Соловьев А.А.¹, Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
msn@ispms.tsc.ru

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055, Россия

В докладе представлены результаты исследования структурно-фазовых состояний, которые формируются в приповерхностных слоях никелида титана в результате воздействия на его поверхность направленными потоками ионов кремния средних энергий, однокомпонентных плазменных струй из кремния и их комбинациями. Образцы для исследования изготовлены из сплава на основе никелида титана двойного состава. Модификацию поверхности образцов осуществляли методами высокодозовой ионной имплантации (режим) и магнетронного осаждения с использованием разных режимов. Исследования структуры поверхностных слоев и структурно-фазовых состояний в этих слоях проводили с использованием методов дифракции обратно рассеянных электронов и рентгеновских лучей. Физико-механические свойства приповерхностных слоев и их изменения после энергетических воздействий изучали методами нано- микроиндентирования. Распределение легирующего элемента (кремния) в поверхностном слое контролировали методами ожэ-электронной спектроскопии, рентгено-спектрального и волнодисперсионного микроанализов. Все исследования проводились на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Обнаружено, что в результате всех видов воздействий кремнием в приповерхностной зоне образцов формируются градиентные в направлении воздействия потоками заряженных частиц структурно-фазовые состояния, которые отличаются между собой в зависимости от способа воздействия. Так, после ионной модификации на поверхности образца формируется упрочненный поверхностный слой, микротвердость которого в 3–4 раза превышает его исходное значение. Установлено, что ионно-лучевое воздействие приводит к изменению температур и последовательности мартенситных превращений в материале.

Изучены условия формирования сверхтонких, нанометровых (70–100 нм) однокомпонентных покрытий из кремния на поверхности никелида титана. Показано, что эти покрытия обладают высокими параметрами адгезионной прочности и пластичности. Вместе с тем, их наличие приводит к упрочнению поверхностного слоя и подавлению в области воздействия мартенситного превращения.

Методом дифракции обратно рассеянных электронов выявлены особенности микроструктуры слоя, прилежащего к модифицированному слою или покрытию. Обнаружено, что при любом способе поверхностного воздействия данный слой имеет структуру, отличающуюся от структуры исходного материала. В общем случае он характеризуется субмикроструктурной структурой, составленной из смеси зерен, находящихся в деформированном, фрагментированном и рекристаллизованном состояниях.

Работа выполнена по проектам СО РАН № III.20.2.1 (2010–2012 гг.), № 57 (2009–2011 гг.), госконтракту № 16.740.11.0140.

Исследование градиентной структуры в поверхностных слоях $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$, сформированной при электронно-пучковом воздействии

Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Коваль Н.Н.¹, Нейман А.А., Тересов А.Д.¹, Ситник К.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск 634021, Россия, nasa@ispms.tsc.ru

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055, Россия

Использование импульсных низкоэнергетических электронно-пучковых воздействий эффективно применяется для изменения физико-механических свойств поверхностных слоев металлических материалов, которые сопровождаются формированием градиентных структур в зонах энергетических воздействий.

В докладе представлены результаты исследований микроструктуры и физико-механических свойств в локализованной вблизи поверхности области образца, изменившейся в результате воздействия импульсным низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком, и ее изменения после термических обработок.

Поверхность массивного образца из сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$, подготовленную механической шлифовкой и электролитической полировкой, модифицировали электронно-пучковым воздействием при следующих условиях: плотность энергии $E = 10$ Дж/см², количество импульсов $N = 10$, длительность $\tau = 50$ мкс, частота следования $\nu = 0.3$ Гц, давление рабо-

чего газа $P_{Ar} = 3.5 \cdot 10^{-2}$ Па. Далее из этого образца в направлении, перпендикулярном облученной поверхности, были вырезаны образцы. Затем их механически шлифовали до зеркального блеска. Далее образцы отжигали в вакуумной печи при $T_{отж} = 673, 723, 773$ К, время отжига $t_{отж} = 30$ мин, охлаждение с печью. При таких режимах отжига мала вероятность выпадения вторичных фаз в данном сплаве.

Исследование градиентных структур, формирующихся в области воздействия электронным пучком, проведено методами оптической и растровой электронной микроскопии, дифракции обратно рассеянных электронов, рентгеноструктурного анализа и наноиндентирования.

При исследованиях изменения морфологии, микроструктуры и физико-механических свойств в области с градиентной структурой показано, что в результате облучения и последующего температурного отжига под облученной поверхностью формируется область толщиной до 500 мкм (в зависимости от режима термообработки) с повышенной твердостью. Методом дифракции обратно рассеянных электронов установлено, что в этой области сохраняется зеренная структура исходного, необлученного материала. В приповерхностной области толщиной до 100 мкм, помимо высокой твердости, наблюдается измельчение зеренной структуры. Представлены результаты исследования влияния термообработок на твердость в поверхностных слоях облученных образцов и ее изменения по глубине от поверхности.

Работа выполнена по проектам СО РАН № III.20.2.1 (2010–2012 гг.), № 57 (2009–2011 гг.) и при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (госконтракт № 16.740.11.0140).

Влияние термоциклирования на микро- и макроструктуру нанокристаллического ZrO_2

Промахов В.В., Буякова С.П., Кульков С.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
vvpromakhov@mail.ru

Высокая температура плавления диоксида циркония и стабильность химического состава в окислительной атмосфере предполагают возможность его использования в условиях повышенных температур. Однако, как и другие высококомодульные оксиды металлов, в силу высоких значений коэффициента термического линейного расширения и низкой теплопроводности ZrO_2 характеризуется сравнительно меньшей термостойкостью, чем безкислородные материалы. Работы по изучению термостойкости циркониевой керамики начаты давно, однако на сегодняшний день нет однозначного ответа о влиянии термических нагрузок на кри-

сталлическую структуру материала, изменения в которой формируют макроструктурный отклик.

Цель исследований в рамках данной работы — изучение структурных и фазовых изменений в керамике из частично стабилизированного диоксида циркония с разным соотношением растворенного компонента MgO.

Исследовались образцы в форме дисков, полученные формованием нанокристаллических порошков ZrO_2 с различным количеством (8.6, 13.9, 25.4, 35.1 и 43.3 мол. %) оксида магния в системе ZrO_2 –MgO и, вследствие этого, соотношением долей высокотемпературных и низкотемпературной модификаций ZrO_2 .

Изучено влияние термоциклирования при охлаждении в воду от температуры 1000 °C на структурные и фазовые превращения в циркониевой керамике с разным соотношением долей низко- и высокотемпературных фаз. Исследования поверхности образцов после каждого из термоиспытаний показали, что при первом термонагружении происходит ее микрорастрескивание с образованием фрагментов, количество и размер которых при последующих испытаниях сохранялись без заметных изменений.

Согласно данным рентгенофазового анализа, по мере увеличения числа термоиспытаний в образцах всех составов сокращалось количество кубической и тетрагональной модификаций ZrO_2 и, соответственно, возрастало количество моноклинной модификации. Несмотря на практически полное исчезновение высокотемпературных модификаций ZrO_2 в нагружаемых образцах, они не имели сколов и не разрушались при дальнейших термонагружениях.

Исследования показали, что по мере увеличения числа термонагружений в образцах всех составов наблюдалось уменьшение размеров кристаллитов кубической модификации ZrO_2 . Причиной этого могло служить увеличение количества моноклинной модификации ZrO_2 , сопровождающееся значительными сжимающими напряжениями, вследствие увеличения объема элементарной ячейки при фазовом переходе от высокотемпературных к низкотемпературной модификации диоксида циркония, приводящими к дроблению кристаллитов кубической фазы.

Расчет параметра решетки кубической фазы показал, что его величина линейно уменьшается с увеличением числа термоциклов. Это уменьшение параметра решетки может быть следствием действия двух факторов, одним из которых является распад твердого раствора с выделением MgO, что фиксировалось появлением и ростом интенсивности рефлексов оксида магния на дифрактограммах. Вторым фактором, приводящим к уменьшению параметра решетки кубической модификации ZrO_2 при термонагружениях, могли явиться сжимающие напряжения,

инициируемые фазовым переходом с увеличением количества моноклинной фазы ZrO_2 в образцах.

Показано, что независимо от соотношения высокотемпературных и низкотемпературной модификаций ZrO_2 в керамике происходит распад твердого раствора ZrO_2 – MgO , однако даже при практически полном выходе MgO , т.е. расстабилизации, керамика сохраняет способность противостоять термонагружениям.

Таким образом, проведенные исследования показали, что керамика состава ZrO_2 – MgO в силу структурных особенностей демонстрирует высокую термостойкость даже при полном исчезновении высокотемпературных модификаций ZrO_2 .

Влияние параметров экструзии на особенности течения, структуру и свойства порошковой смеси Al–Pb

Русин Н.М., Курбатова К.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
kseniakurbatovaa@mail.ru

Сплавы Al–Pb относятся к классу систем с невзаимодействующими компонентами, и одно из направлений использования изделий из них — подшипниковые самосмазывающиеся материалы. В условиях сухого трения свинец способен выдавливаться из алюминиевой матрицы на поверхность трения, размазываться по ней и таким образом предотвращать неблагоприятный контакт алюминиевой основы подшипника со стальным контртелом. Поскольку Al и Pb практически взаимно нерастворимы и сильно отличаются по плотности, то получение объемных отливок из сплава Al с Pb с однородным распределением мягкой фазы затруднено, сплав при кристаллизации расслаивается. Поэтому порошковый путь создания сплавов системы Al–Pb является более предпочтительным.

С этой целью в работе использовались смеси порошков алюминия марки ПА-3, ПА-4 и свинца марки ПС-2. Порошки смешивались в конусном смесителе в течение 4 ч, затем из них формировались брикеты размером $15 \times 15 \times 80$ мм и подвергались экструзии с коэффициентом обжатия $R = 4.5$. Экструзия применялась с тем, чтобы исключить из технологической цепочки получения подшипникового сплава спекание, нарушающее однородное распределение свинца с Al в матрице. Использовали три смеси: 60(ПА-3) + 40(ПС-2), 90(ПА-3) + 10(ПС-2) и 60(ПА-4) + 40(ПС-2).

В основе метода соединения твердых тел давлением лежит предположение, что если два металлических тела с атомарночистой поверхностью привести в контакт, то можно инициировать их схватывание за

счет активации поверхностных атомов. Число установившихся связей на единицу площади контакта зависит от длительности контактирования t и температуры T : $N = tA \exp(-E/kT)$. Однако не только термические колебания, но и дефекты поверхности способствуют появлению атомов со свободными связями. Следовательно, пластическая деформация также способна активировать процесс схватывания твердых тел.

Плотность прессовок всех составов после экструзии близка к теоретической. Коэффициенты экструзии индивидуальных порошков и образца в целом близки. Однако схватывание между порошковыми телами не наступает, т.е. поверхность их остается недостаточно активированной, несмотря на большую испытанную деформацию $\varepsilon \sim 1.5$. Слабые связи между порошковыми телами приводят к тому, что пруток получается с трещинами, вызванными градиентом скорости истечения материала, действующим в сечении прессовки.

Трещины, как и характер структуры прессовок, сохраняются при повышении температуры экструзии вплоть до расплавления свинца. С появлением жидкой фазы можно было ожидать, что она растечется по объему прессовки, проникнет на механические контакты частиц и будет работать как смазка, позволяющая твердым частицам смещаться относительно друг друга. На деле, даже подавлением жидкий свинец практически не растекается по прессовке. Форма включений свинца полностью определяется формой соседних деформированных частиц алюминия. Следовательно, задача по получению прочного композиционного материала сводится к задаче получения прочной алюминиевой матрицы.

Опыт показал, что для получения прочной алюминиевой заготовки методом экструзии температуру прессования необходимо поддерживать в районе $350\text{--}400^\circ\text{C}$ и выше. Образцы, экструдированные при указанной температуре, получались без трещин, поскольку между деформируемыми частицами алюминия образовались прочные мостики схватывания. Механические свойства горячэкструдированных прутков с малым содержанием свинца более высоки, а при равном его содержании зависят от дисперсного состава порошков Al. Они более прочны в случае мелкодисперсных смесей. Исследование структуры прессовок показало, что данный факт обусловлен большей площадью способных к диффузионной сварке совместных Al–Al границ.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 11-08-00460а).

Модификация структуры самосмазывающегося сплава Al–40Sn методом углового прессования с целью улучшения его триботехнических свойств

Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Колубаев Е.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
skoralexan@mail.ru

Сплавы системы Al–Sn широко используются в машиностроении как подшипниковые материалы благодаря способности содержащегося в них мягкого олова размазываться по поверхности трения тонкой пленкой, уменьшающей вероятность схватывания контртел и образования задиров при граничном и сухом трении. Степень покрытия поверхности трения оловянной пленкой зависит от многих факторов, в том числе от характера распределения оловянных включений на поверхности трения, их формы и объема. С этой точки зрения распределение олова в виде непрерывной объемной сетки пересекающихся каналов с мелкими ячейками является наиболее благоприятным. Однако ввиду большой энергии межфазного взаимодействия олово при кристаллизации расплава с большим его содержанием стремится покрыть частицы алюминиевой фазы сплошной пленкой. В результате формируется композиционный материал, состоящий из слабой непрерывной матрицы с внедренными в нее твердыми частицами. Несущая способность такого материала мала, поскольку внешнюю нагрузку воспринимает слабый оловянный непрерывный каркас.

Задачей настоящего исследования было разработать такую технологию, которая позволила бы получать сплавы с большим содержанием олова с целью сохранения их свойства самосмазывания и в то же время повысить их несущую способность, не прибегая к дополнительному легированию. Простейшим решением данной проблемы представляется фрагментация структуры сплава вплоть до наноскопических масштабов. Однако при этом теряется связь между оловянными включениями, их емкость как резервуаров твердой смазки становится ничтожной. В силу этого, несмотря на высокие механические свойства структурно упрочненных сплавов, коэффициент трения их при сухом скольжении и интенсивность износа остаются высокими.

Предлагаемая нами технология получения самосмазывающихся материалов с высокой износостойкостью включала спекание с целью формирования непрерывного алюминиевого каркаса, способного воспринимать большую часть внешней нагрузки. И далее спеченные образцы подвергались интенсивной пластической обработке таким образом, чтобы смазочная емкость оловянных включений не снижалась, а структура

сплава измельчалась. С этой целью деформирование спеченных образцов осуществлялось методом равноканально-углового прессования по маршруту *A*, в ходе реализации которого структурные составляющие деформируемого объекта плющатся и вытягиваются.

Триботехнические испытания обработанных по указанной технологии порошковых образцов состава Al–40Sn проводились в отсутствие смазки по схеме «pin on disk» в паре со сталью твердостью 50 HRC. Испытания показали, что с повышением числа прессований интенсивность износа и коэффициент трения спеченного сплава значительно снижаются. Происходит это по причине не только деформационного упрочнения композиционного материала, но главным образом по причине значительной перестройки формы и расположения фаз. В ходе обработки методом равноканально-углового прессования прослойки олова утоняются и вытягиваются, а расстояния между ними сокращаются. Если такую полосчатую структуру сориентировать перпендикулярно направлению скольжения при трении, то для покрытия узких промежутков алюминиевой матрицы выдавленным оловом нужны малые его количества. В результате поверхность трения многократно деформированного материала в основном покрывается защитной оловянной пленкой, которая предотвращает неблагоприятный с точки зрения схватывания контакт между сталью и алюминиевой основой подшипника, что повышает износостойкость пары трения и снижает коэффициент трения.

Таким образом, предложенная технология позволяет значительно улучшить триботехнические свойства самосмазывающихся антифрикционных материалов, не прибегая к дополнительному их легированию многочисленными элементами и дисперсионными частицами, значительно удорожающими материал и увеличивающими интенсивность износа контртела. Полученные материалы могут быть использованы в качестве подшипниковых самостоятельно, без необходимого в иных случаях их соединения с прочной подложкой.

Борирование низкоуглеродистой стали с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой обработки

*Теплых А.М., Голковский М.Г.¹, Батаев А.А., Батаев В.А.,
Дробяз Е.А., Головин Е.Д., Гонтаренко А.С.*

Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, 630092, Россия, teplych50@yandex.ru

¹ Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия

С целью эффективного решения проблемы изнашивания поверхностей деталей машин разработано большое количество способов упроч-

нения. Экспериментально установлено, что высокими триботехническими характеристиками в условиях трения скольжения обладают боридные покрытия. Существует несколько технологий борирования. Особо можно выделить метод вневакуумной электронно-лучевой обработки. Достоинствами данного метода являются высокий КПД и мощность электронного пучка, большая глубина проникновения в обрабатываемый материал, высокая скорость формирования покрытия по сравнению с классическими методами насыщения поверхностей.

В качестве материала основы для формирования покрытий использовалась низкоуглеродистая сталь 20. Для формирования исходной равновесной структуры сталь подвергали отжигу при температуре 900 °С. В качестве материала насыщающей смеси использовался порошок аморфного бора с добавкой в качестве флюса MgF_2 с процентным содержанием компонентов в смеси 50/50. Флюс в состав готового покрытия не входит, а служит только для защиты насыщаемой поверхности от атмосферного воздействия.

Металлографический анализ, проведенный на образцах с покрытием, свидетельствует об образовании в поверхностных слоях материала градиентной структуры, которая изменяется в направлении от поверхности к центру исследуемого объекта. Особенностью сформированного металлокерамического покрытия является высокий уровень твердости. Бориды ромбической формы (FeB) имеют твердость 1700–1900 HV, а столбчатые бориды (Fe_2B) — 1300–1500 HV. Полученные результаты подтверждают данные, приведенные в литературных источниках. Сплошное покрытие обладает твердостью 1700–1800 HV. Зафиксированы также скачки микротвердости, предположительно характеризующие неоднородность структуры покрытия, сформированного в процессе вневакуумной электронно-лучевой обработки, и наличие в нем эвтектики. Высокий уровень твердости соответствует боридам, входящим в состав покрытия. Снижение твердости в ~2 раза предположительно обусловлено присутствием эвтектики в составе покрытия.

Фазовый состав поверхностного слоя свидетельствует о наличии трех основных фаз α -Fe, Fe_2B и FeB . Анализ проводили в нескольких сечениях, расположенных через расстояние 100 мкм от поверхности покрытия в глубину к основному металлу, послойно механически удаляя анализируемые покрытия. Доминирующей фазой в поверхностных слоях является борид типа FeB , что свидетельствует о большой концентрации бора в поверхностных слоях композиции. При удалении от поверхности на расстояние 300–400 мкм концентрация FeB уменьшается, а содержание Fe_2B возрастает. Увеличение содержания Fe_2B обусловлено уменьшением содержания бора в средних по глубине зонах покрытия. На глубине 500–600 мкм фазовый состав соответствует основному металлу.

Из всего вышеизложенного можно сделать вывод, что метод вневакуумной электронно-лучевой обработки позволяет с высокой производительностью сформировать на низкоуглеродистых сталях высокопрочные покрытия, упрочняющими фазами которых являются частицы боридов железа. Установлено, что в процессе наплавки аморфного бора на стальную подложку с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой обработки формируется покрытие, структура которого градиентна. Бориды, входящие в состав покрытия хаотически располагаются в объеме материала, формируя высокопрочный каркас, заполненный эвтектикой, что обеспечивает повышение пластичности композиции при сохранении достаточно высокого уровня твердости полученного покрытия.

Особенности развития высокотемпературной сверхэластичности в монокристаллах ферромагнитных сплавов Ni–Fe–Ga–(Co)

Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Maier H.

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, 634050, Россия,
katie@sibmail.com

Монокристаллы ферромагнитных сплавов Ni–Fe–Ga–(Co) являются перспективными материалами, в которых термоупругие мартенситные превращения наблюдаются ниже температуры Кюри, что позволяет управлять превращением с помощью магнитного поля. В данной работе на [001]-монокристаллах сплавов Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇ (ат. %) (I) и Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆ (ат. %) (II) при деформации растяжением было проведено исследование температурной зависимости критических напряжений образования мартенсита, сверхэластичности, механического гистерезиса.

На зависимости критических напряжений от температуры $\sigma(T)$ в интервале развития мартенситных превращений под нагрузкой наблюдаются две линейные стадии с различными коэффициентами роста — 1.6 МПа/К на первой стадии и 0.5 МПа/К на второй. Существование двух стадий объясняется сменой последовательности мартенситных превращений с L2₁–14M–L1₀ на L2₁–L1₀. Низкий коэффициент роста напряжений на второй стадии, другими словами, «мягкий» мартенсит напряжений в монокристаллах I и II обуславливает развитие сверхэластичности в очень широком температурном интервале 400 К до температуры 700 К с максимальными значениями обратимой деформации до 8.5 (I) и 10 % (II).

Исследования выявили сложную зависимость величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ от температуры. В монокристаллах I и II мартенситные превращения под нагрузкой при температурах вблизи перехода от первой стадии ко второй (380–470 К) сопровождаются очень узким гистерезисом, $\Delta\sigma > 8$ МПа. Далее гистерезис резко возрастает и при температуре 523 К достигает своего максимума в монокристаллах I и II — 190 и 60 МПа соответственно. Впервые был обнаружен механический гистерезис величиной 1.3 МПа в монокристаллах II при $T = 423$ К. Это свидетельствует о малой величине рассеяния энергии при развитии мартенситных превращений под нагрузкой и может служить основой для создания материалов с высокой циклической стабильностью термомеханических свойств.

Узкий гистерезис является одним из критических механических параметров, необходимым для наблюдения обратимых деформаций, индуцированных магнитным полем. Из [1] следует, что для разделения петель сверхэластичности в присутствии и без магнитного поля необходимы проведение испытаний при температурах ниже температуры Кюри и выполнение условия $\sigma_{\text{mag}} > \Delta\sigma$ (σ_{mag} — разница напряжений начала превращения в магнитном поле и без него). В монокристаллах II за счет добавления 6 ат. % кобальта удалось увеличить температуру Кюри до $T_C = 405$ К [2]. Расчеты и оценки показали, что при температуре 390–405 К приложение магнитного поля снижает напряжение образования мартенсита на $\sigma_{\text{mag}} = 3.6$ МПа. Механический гистерезис в этом температурном интервале не превышает этого значения ($\Delta\sigma = 3.0$ – 3.6 МПа). Следовательно, показана возможность реализовать в монокристаллах II большие обратимые магнитоиндуцированные деформации посредством включения и выключения магнитного поля.

Таким образом, монокристаллы ферромагнитных сплавов Ni–Fe–Ga–(Co) могут найти широкое практическое применение как сплавы с высокотемпературной сверхэластичностью, в которых возможно вызвать обратимые изменения размеров и формы с помощью магнитного поля.

Работа проводилась при финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-03-00103-а, ФЦП № 14.740.11.0480.

Литература

1. Karaca H.E., Karaman I., Basaran B., Lagoudas D.C., Chumlyakov Y.I., Maier H.J. // *Acta Mater.* – 2007. – V. 43. – No. 11. – P. 4189–4199.
2. Morito H., Fujita A., Oikawa K., Ishida K., Fukamichi K., Kainuma R. // *Appl. Physics Lett.* – 2007. – V. 90. – P. 201–203.

**Секция 11.
Проблемы пластичности и
прочности материалов**

Исследование неоднородности деформации монокристаллов никеля

Алфёрова Е.А., Лычагин Д.В.

Юргинский технологический институт ТПУ, Юрга, 652050, Россия,
katerina525@mail.ru

Экспериментально исследованы эволюция деформационного рельефа и локальная пластическая деформация ГЦК-монокристаллов на разных масштабных уровнях при сжатии. Эксперименты проводили на монокристаллах с ориентацией осей сжатия: [001] с боковыми гранями $\{100\}\{110\}$, [110] — с боковыми гранями (100) (110) и (112) (111), $[\bar{1}11]$ — с гранями (110), (112) и $[1\bar{1}2]$ — с боковыми гранями (110), (111) с разными наборами боковых граней.

Методом конечных элементов определены места наибольшей концентрации напряжений. Измерение локальной деформации проводили методом делительных сеток и методом корреляции цифровых изображений. Определены компоненты деформации, интенсивность деформации, поля векторов смещения.

Установлена роль вершин образца и приторцевых ребер как базовых концентраторов напряжений, которые можно разделить по величине напряжений на концентраторы первого и второго уровня напряжений. Показана общность влияния расположения базовых концентраторов напряжения на характер развития сдвиговой деформации и фрагментацию сдвига в зависимости от кристаллогеометрической установки в сопоставлении с результатами, полученными на монокристаллах алюминия.

На основе сопоставления симметрии поля напряжения в образце, кристаллографической ориентации монокристалла и развития сдвиговой деформации в образце выявлено, что фрагментация сдвиговой деформации при пластической деформации определяет возможность использования низкосимметричной сдвиговой деформации при сохранении более высокой псевдосимметрии монокристалла. Таким образом, фрагментация есть способ реализации низкосимметричной деформации по системам параллельных плоскостей скольжения с сохранением высокосимметричной деформации образца и возможностью сдвига по равноправным системам скольжения.

На основе анализа неоднородности деформации в целом по граням монокристаллов получено, что наиболее высокие значения локальной деформации характерны для областей стыка соседних деформационных доменов, в которых действуют разные системы сдвига, и для приторцевых областей, где повышенная деформация связана с переносом материала вследствие торцевого трения.

Получены численные значения локальной деформации для областей, занятых различными структурными элементами деформации. Установлено, что для деформационных доменов, образованных следами сдвига (ось сжатия $[001]$), существенное влияние на неоднородность деформации оказывают базовые концентраторы напряжений, несовместность сдвига в деформационных доменах и влияние силы трения вблизи пуансонов испытательной машины (приторцевой эффект). Приторцевой эффект в меньшей степени сказывается на доменах, образованных системами мезополос (ось сжатия $[110]$). Здесь наибольшее влияние на неоднородность деформации оказывают базовые концентраторы напряжений. В обоих случаях несомненно влияние схемы главных напряжений. Для доменов, образованных макрополосами и макроскладками, существенны схема напряжений и несовместность деформации в соседних доменах. Определенно, чем крупнее носитель деформации, тем выше неоднородность деформации в соседних доменах.

Показана роль схемы главных напряжений и необходимость использование обобщенного фактора Шмида для областей со схемой всестороннего сжатия для анализа сдвига в таких областях. Показана общность полученных результатов в сопоставлении с данными, полученными на монокристаллах алюминия.

Установлены факторы, влияющие на неоднородность деформации в системе деформационных доменов: различие в схеме напряженного состояния, кристаллографической ориентации, ориентация боковых граней.

В работе установлена организация деформации в системах структурных элементов деформации: плоскостях сдвига, мезо- и макрополосах, макроскладках. Выявлено, что накопление деформации вдоль систем структурных элементов и в параллельных структурных элементах идет таким образом, чтобы результирующая деформация соответствовала общей деформации монокристалла.

Формирование высокопрочных состояний при равноканальном угловом прессовании низкоуглеродистых микролегированных сталей 10Г2ФТ и 06МБФ

*Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г., Тулеева М.С., Найденкин Е.В.,
Добаткин С.В.¹, Рааб Г.И.²*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
galinazg@yandex.ru

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, 119991, Россия

² Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, 450077, Россия

Исследовали влияние равноканального углового прессования на структуру и механические свойства низкоуглеродистых сталей 10Г2ФТ (Fe–1.12 Mn – 0.08 V – 0.07 Ti – 0.1 C, мас. %) и 06МБФ (Fe – 1Mo – 0.1V – 0.1Nb – 0.06C, мас. %). Сталь 10Г2ФТ до равноканального углового прессования находилась в феррито-перлитном (нормализация 30 мин при 950 °С) и мартенситном (закалка от 1180 °С в воду) состояниях, сталь 06МБФ — в феррито-мартенситном (закалка от 920 °С — 30 мин в воду и отпуск 670 °С — 1 ч) состоянии. Равноканальное углового прессование проводили по режиму V_C , угол сопряжения между каналами $\Phi = 120^\circ$, 4–6 проходов при $T = 200\text{--}400$ °С.

Исходно феррито-перлитная сталь 10Г2ФТ имела средний размер зерна феррита 4.2 мкм. Мартенситная сталь 10Г2ФТ после закалки имела средний размер бывшего аустенитного зерна 20 мкм и среднюю ширину мартенситных пластин — 0.15 мкм. В исходном феррито-мартенситном состоянии стали 06МБФ толщина пластин мартенсита составляла 0.4 мкм и средний размер зерна глобулярного феррита — 0.8 мкм. Во всех исходных состояниях наблюдали систему мелко- и грубодисперсных карбидов различного состава, расположенных как на границах, так и в теле зерен.

Независимо от исходного состояния равноканальное угловое прессование позволяет сформировать в исследуемых сталях субмикроструктуру со средним размером структурных элементов (субзерен) ~300 нм. Равноканальное угловое прессование приводит также к изменению размеров карбидов, способствует их измельчению и равномерному перераспределению в объеме материала.

Изучение кривых течения показало, что феррито-перлитная сталь 10Г2ФТ и феррито-мартенситная сталь 06МБФ в исходном состоянии имели низкие пределы текучести $\sigma_{0.2} = 460$ МПа и высокую пластичность $\varepsilon = 13\text{--}18$ %. Сталь 10Г2ФТ в мартенситном состоянии после закалки имела предел текучести $\sigma_{0.2} = 950$ МПа и $\varepsilon = 7$ %. Равноканальное

угловое прессование приводит к росту пределов текучести всех исследуемых сталей, при этом наблюдаются спад пластичности и локализация пластической деформации. После равноканального углового прессования механические свойства сталей следующие: $\sigma_{0.2} = 990$ МПа и $\varepsilon = 3.0$ % (сталь 10Г2ФТ, феррито-перлитное состояние); $\sigma_{0.2} = 1125$ МПа и $\varepsilon = 3.8$ % (сталь 10Г2ФТ, мартенситное состояние); $\sigma_{0.2} = 700$ МПа и $\varepsilon = 5.7$ % (сталь 06МБФ, феррито-мартенситное состояние). Равноканальное угловое прессование позволяет повысить величину микротвердости стали 10Г2ФТ от 1.6 до 2.6 ГПа в феррито-перлитном состоянии и от 3.7 до 3.9 ГПа в мартенситном состоянии. В феррито-мартенситной стали 06МБФ микротвердость возрастает от 2.1 ГПа в исходном состоянии до 3.3 ГПа после равноканального углового прессования.

Изучение структуры и механических свойств вышеупомянутых сталей после равноканального углового прессования показало, что высокопрочное состояние, сформированное интенсивной пластической деформацией микролегированных сталей, устойчиво к отжигам до температуры $T = 500$ °С (отжиги проводили в течение 1 ч).

Сформированные в низкоуглеродистых сталях субмикроструктурные структуры имеют высокие прочностные свойства, связанные как с измельчением структуры, так и с формированием мелкодисперсных частиц карбидов. При одинаковом размере зерна после равноканального углового прессования исследуемые в работе стали характеризуются разным уровнем прочностных свойств и различной кинетикой роста зерна при высокотемпературных отжигах. Такие особенности могут определяться как различной морфологией структуры сталей до равноканального углового прессования, так и различиями в карбидной подсистеме.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» для аспирантов 2009–2013 гг. (госконтракт № П151) и гранта Президента РФ (МК-43.2011.8).

Особенности субмикро- и нанокристаллических структурных состояний метастабильной аустенитной стали, полученных прокаткой до больших степеней деформации

Захожева М.И.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия, iojig@sibmail.com

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Высокие прочностные свойства субмикро- и нанокристаллических материалов, получаемых методами интенсивной пластической деформации определяются в том числе их структурными особенностями. В метастабильных аустенитных сталях эти особенности обусловлены реализацией деформационных мартенситных превращений.

Целью настоящей работы является исследование особенностей субмикро- и нанокристаллических структурных состояний, полученных в метастабильной аустенитной стали Fe – 18%Cr – 8%Ni (вес. %) прокаткой до больших степеней деформации.

Методами рентгеноструктурного анализа и измерений удельной намагниченности показано, что при деформации прокаткой $\varepsilon \approx 90\text{--}98\%$ в исходно аустенитной стали формируется более 50 % α' -мартенсита.

Электронно-микроскопические исследования показали, что пластическая деформация приводит к фазовым $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращениям и формированию структурно-фазовых неоднородностей на мезо- и микромасштабных уровнях начиная с малых степеней деформации.

При деформации $\varepsilon \approx 90\text{--}98\%$ в материале формируется фрагментированная структура с фрагментами субмикро- и нанокристаллического масштаба. При этом наблюдаются области преимущественно аустенита (содержащие отдельные пластины мартенсита), преимущественно α' -мартенсита и двухфазные области, представленные фрагментами γ - и α' -фаз.

Показано, что формирование фрагментированной структуры аустенита происходит с участием микродвойников и полос локализации деформации с высокоугловыми разориентировками, близкими к $\sim 60^\circ \langle 110 \rangle$ и $\sim 35^\circ \langle 110 \rangle$, образование которых может быть описано реализацией механизма прямых плюс обратных $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ -превращений мартенситного типа, с осуществлением обратных превращений по альтернативным системам [1]. Внутри части фрагментов аустенита наблюдаются области динамической рекристаллизации и нанодвойники деформации.

В мартенсите формируются наноразмерные (10–50 нм) полосовые структуры с мало- и высокоугловыми разориентировками. Внутри суб-

микро- и нанокристаллов формируются дислокационные структуры с плотностью дислокаций до 10^{12} см⁻². Также внутри отдельных фрагментов обнаружено формирование тонких наноразмерных пластинок деформационного ε -мартенсита.

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы пластической деформации метастабильной стали в субмикро- и нанокристаллических аустенитных и мартенситных структурных состояниях после прокатки до больших степеней деформации.

Литература

1. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжгин Ю.П. и др. Новый механизм локализации деформации в аустенитных сталях. I. Модель неравновесных фазовых (мартенситных) превращений в полях высоких локальных напряжений // ФММ. – 2003. – Т. 95. – № 2. – С. 86–95.
2. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжгин Ю.П. и др. Новый механизм локализации деформации в аустенитных сталях. II. Влияние двойникования на закономерности переориентации кристаллической решетки в полосах локализации деформации // ФММ. – 2003. – Т. 95. – № 3. – С. 88–96.

Эволюция микроструктуры и механических свойств никеля высокой чистоты при деформации кручением под давлением

*Корзникова Е.А.¹, Дитенберг И.А.^{2,3}, Тюменцев А.Н.^{2,3},
Корзников А.В.¹*

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия,
helene@yandex.ru

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

Методами просвечивающей электронной микроскопии проведено изучение особенностей структурной эволюции никеля высокой (99.998 %) чистоты при интенсивной пластической деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением. Образцы в форме дисков были деформированы на 0.1, 0.5, 1, 2 и 5 оборотов при комнатной температуре. Структурные исследования проведены на тонких фольгах, приготовленных из сечений, параллельных и перпендикулярных плоскости наковален. Контроль изменения механических свойств осуществлялся путем измерения параметров микротвердости на различных этапах деформационного воздействия.

Исследования показали, что после 0.1 оборота в материале идут интенсивные процессы развития дислокационной субструктуры в виде формирования ячеек, дислокационных стенок и сеток, увеличения плотности дислокаций внутри и на границах зерен. При этом в центральной и периферийной частях образца наблюдается незначительное различие в параметрах микротвердости, достигающих 2.32 и 2.49 ГПа соответственно.

После 0.5 оборотов формируется сильно анизотропное структурное состояние, размеры зерен в направлении плоскости наковален достигают нескольких сотен нанометров, в то время как в направлении оси кручения их размеры, как правило, не превышают 100–150 нм. Наблюдается увеличение разницы в значениях микротвердости в центральной и периферийной частях образца, которые достигают 2.89 и 3.48 ГПа соответственно.

В интервале деформаций от 1 до 5 оборотов основные структурные изменения связаны с протеканием на фоне предварительно сформированной анизотропной структуры, процессов типа динамической рекристаллизации с последующим двойникованием внутри формирующихся зерен. С применением методики анализа дискретных и непрерывных разориентировок проведено детальное исследование тонкой дефектной структуры наноразмерных двойников с измерением параметров кривизны кристаллической решетки как двойников, так и окружающей матрицы.

В целом исследования показали, что после кручения на 5 оборотов в материале формируется сложное субмикрокристаллическое состояние, характеризующееся высокой структурной неоднородностью. Наблюдается перемежение участков с анизотропным структурным состоянием с почти бездефектными зернами (размером от 0.05 до 1 мкм) и зернами, содержащими двойники деформации. При этом параметры микротвердости в центральных и периферийных областях практически выравниваются, достигая 3.47 и 3.59 ГПа.

Проведено обсуждение характерных для каждого этапа деформационного воздействия механизмов пластической деформации и фрагментации кристаллической решетки. Проанализированы особенности их кооперативной реализации и влияние на параметры микроструктуры и уровень механических свойств никеля высокой чистоты.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Федерального агентства РФ по образованию (госконтракт № П2544), грантов РФФИ № 09-02-00809-а и Президента РФ (МК-85.2011.8). Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Локализация пластического течения в динамически деформированном титановом сплаве ВТ23

*Павлюкова Д.В., Батаев И.А., Батаев А.А., Макарова Е.Б.,
Степанова Н.В.*

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск,
630092, Россия, pavlyukova_87@mail.ru

Для нагружения металлических материалов взрывом характерны кратковременность и локальность процессов пластической деформации, а также нагрев локально деформированных зон до высоких температур. Для таких условий типична неоднородность деформации материала.

В данной работе рассматриваются особенности локализации пластического течения, имеющей место при получении слоистого композита с использованием процесса сварки взрывом титановых пластин различного химического состава. В качестве свариваемых материалов были использованы титан технической чистоты ВТ1-0 после горячей прокатки и высокопрочный титановый сплав ВТ23. Сплав ВТ23 находился в двухфазном ($\alpha + \beta$)-состоянии. Его термическая обработка заключалась в закалке от температуры ниже точки полиморфного превращения и последующем старении. Толщина заготовок из сплавов ВТ1-0 и ВТ23 составляла 0.6 и 2.2 мм соответственно. Сварка взрывом осуществлялась по параллельной схеме при скорости точки контакта 3.5 км/с. Углы соударения пластин в трех сварных швах составляли $\gamma_1 = 30^\circ$, $\gamma_2 = 8^\circ$, $\gamma_3 = 7^\circ$. В качестве взрывчатого вещества был использован аммонит 6ЖВ. В результате сварки взрывом был сформирован четырехслойный композит, состоящий из чередующихся слоев сплавов ВТ1-0 и ВТ23. Морфология границ раздела пластин различна для каждого из сварных швов. Первый шов имеет характерную для процесса сварки взрывом волнообразную форму. Вторая и третья границы раздела преимущественно плоской формы. В некоторых участках зафиксирована вихревая структура границ. На краевых участках сварных швов наблюдаются зоны переплава, представляющие собой смесь обоих материалов, формирующих композит. Микрообъемы переплавленного материала наблюдаются также и в вихревых зонах, возникших вблизи гребней и впадин сварных швов волнообразной формы. Об этом свидетельствуют результаты микрорентгеноспектрального анализа.

Наиболее существенные структурные изменения имеют место в сварном шве № 1. Двухфазная мелкокристаллическая структура титанового сплава ВТ23 позволяет отчетливо наблюдать особенности пластической деформации материала при высокоскоростном нагружении. Наиболее интенсивно пластическая деформация развивается в виде полос в

слое толщиной ~ 10 мкм, непосредственно прилегающем к сварному шву. Ширина этих полос, как правило, не превышает ~ 1 мкм, а длина достигает 70 мкм. Степень пластической деформации металла в этих зонах можно оценить по изменению формы кристаллитов. Вовлеченные в процесс интенсивной пластической деформации зерна β -фазы вытягиваются в 3–4 раза. В расположении и направлении полос локализованного течения прослеживается определенная закономерность. Образование полос наиболее интенсивно идет в характерных и повторяющихся от гребня к гребню зонах. Практически для всех исследуемых образцов наблюдались длинные полосы локализованного течения, соединяющие вихревые зоны одного гребня с вершиной другого гребня. Направление ряда полос повторяет геометрические особенности границы сварного шва. Некоторые из образующихся полос параллельны одной из сторон волны. Полосы, образующиеся во впадинах, формируют своеобразный сетчатый узор. При этом центральные области ячеек представляют собой слабдеформированную структуру, практически не отличающуюся от структуры сплава VT23 в исходном недеформированном состоянии. Наблюдаемые полосы пластического течения свидетельствуют о явно выраженной неоднородности деформации.

Наблюдаемое поведение титана означает, что в условиях динамического нагружения запас пластических свойств материала используются неэффективно. Необходим поиск технологических решений, позволяющих снизить степень локализации пластической деформации и устранить опасность преждевременного разрушения сплавов на основе титана при реализации процессов, связанных с высокоскоростным нагружением материала.

Закритическая стадия деформирования и нелокальные условия разрушения материалов

Третьяков М.П., Вильдеман В.Э.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, 614990, Россия, sem_tretyakov@mail.ru

В аварийных ситуациях наиболее важным свойством материалов становится живучесть. Ключевую роль в переходе от стадии равновесного накопления повреждений к неравновесной, лавинообразной, стадии разрушения играет взаимодействие деформируемого тела с нагружающей системой. В результате в зависимости от условий нагружения каждая точка на ниспадающей ветви диаграммы деформирования может соответствовать моменту потери несущей способности, происходящей в

результате перехода от стабильной к неравновесной стадии процесса накопления повреждений. Так, жесткая нагружающая система может способствовать «приспособлению» объекта в процессе разрушения за счет локальной диссипации упругой энергии. Учет стадии закритического деформирования в уточненных расчетах позволяет обнаружить резерв несущей способности конструкций [1].

Работа посвящена изучению особенностей поведения материалов на стадии упругопластического и закритического деформирования. Исследования выполнены в Центре экспериментальной механики ПНИПУ на универсальной двухосевой сервогидравлической испытательной системе Instron 8850, предназначенной для проведения испытаний на одноосное растяжение, сжатие с максимальной нагрузкой 100 кН, кручение с максимальным моментом 1 кН·м, совместное растяжение с кручением и циклическое нагружение с частотой до 30 Гц [2].

Рассмотрены вопросы реализации закритической стадии деформирования материалов при проведении испытаний. Экспериментально исследована зависимость предельных состояний от жесткости нагружающей системы при одноосном растяжении сплошных цилиндрических образцов с дополнительными участками податливости. Изменение жесткости нагружающей системы по отношению к рабочей части образца реализовано варьированием длины дополнительных участков. Показано, что при достаточной жесткости нагружающей системы материал деформируется равновесно вплоть до достижения нагрузкой нулевого значения. Представлены диаграммы деформирования с развитой стадией разупрочнения низкоуглеродистых сталей (Ст3, 20, 40Х) и дисперсно-упрочненного композита на основе меди КМ-25, полученных при одноосном квазистатическом растяжении образцов с разгрузками на различных стадиях упругопластического и закритического деформирования, стали 15Х2ГМФ, полученной при пропорциональном растяжении с кручением тонкостенных трубчатых образцов. Отмечено отличие ниспадающих участков диаграмм деформирования при растяжении образцов различной длины. Предложена методика интерпретации таких диаграмм, основанная на представлении образца в виде стержневой системы с участками разупрочнения и упругой разгрузки.

Литература

1. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов. – М.: Наука. Физматлит, 1997. – 288 с.
2. Вильдеман В.Э., Санникова Т.В., Третьяков М.П. Экспериментальное исследование закономерностей деформирования и разрушения материалов при плоском напряженном состоянии // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2010. – № 5. – С. 106–111.

Закономерности возникновения и эволюция неоднородных полей в условиях макрооднородного деформирования

Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, 614990, Россия, sem_sannikova@mail.ru

Большое количество исследовательских работ посвящены изучению процессов неустойчивого и локализованного пластического деформирования и разрушения материалов, что подтверждает актуальность проблемы в рамках экспериментальной механики. Дюло после проведения классических экспериментов в 1813 г. впервые описал нерегулярности, наблюдаемые при измерении деформаций в процессе испытаний с помощью «мертвой» нагрузки. В ранних опытах Савара в 1837 г. по растяжению медных образцов показана неоднородность деформаций и ступенчатая прерывистость в диаграмме нагружения (эффект Савара–Массона) [1].

Вопросы, связанные с исследованиями неоднородности полей деформаций, могут решаться с использованием оптических методов механики деформируемого твердого тела, например методов, основанных на явлении фотоупругости (методы рассеянного света, фотоупругие покрытия, динамическая фотоупругость), методов муаровых полос (геометрический и интерференционный муар), голографической и лазерной спекл-интерферометрии, теневого оптического метода каустик [2, 3]. В работе [4] авторы применили методику двухэкспозиционной спекл-фотографии при исследовании закономерностей макролокализованного пластического течения. Ими был обнаружен новый тип волновых процессов, связанных с пластическим течением, — волны локализованной пластической деформации.

Одним из эффективных оптических бесконтактных методов регистрации полей перемещений и деформаций является метод корреляции цифровых изображений [5].

Данная работа посвящена анализу закономерностей возникновения и развития неоднородных полей деформаций в условиях макрооднородного деформирования и вопросов обработки экспериментальных данных при проявлении локализации пластической деформации на различных стадиях неупругого деформирования. В качестве объекта исследования выбраны сплошные цилиндрические образцы с различным отношением длины рабочей части к диаметру, выполненные из низкоуглеродистой стали 20. Испытания проведены в Центре экспериментальной механики ПНИПУ с использованием трехмерной цифровой оптической системы анализа полей перемещений и деформаций Vic-3D Limes.

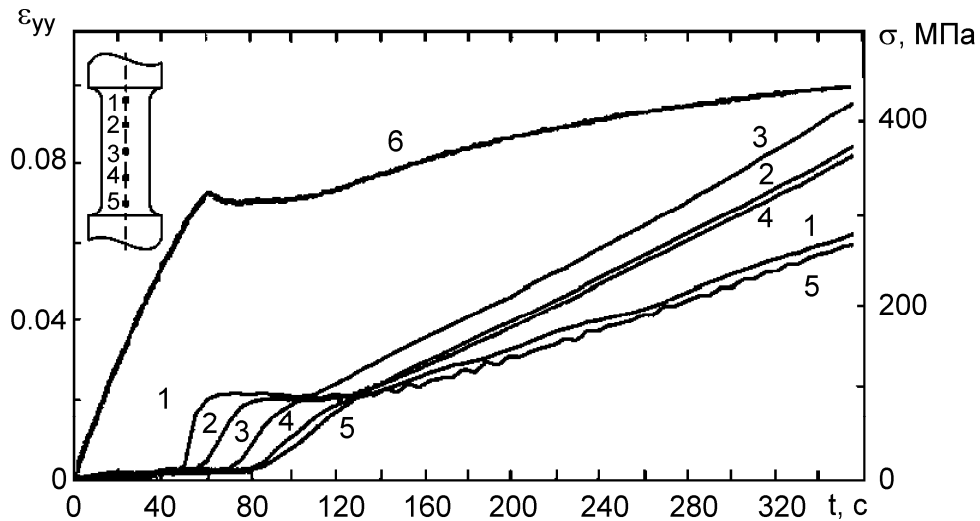


Рис. 1. Зависимость осевой деформации от времени в фиксированных точках образца на стадии формирования зуба текучести (1–5) и зависимость напряжения от времени на начальном этапе процесса макродеформирования (6)

Вычислительный аппарат программного обеспечения видеосистемы основан на методе корреляции цифровых изображений. Нагружение образцов осуществлялось на универсальной сервогидравлической двухосевой испытательной системе Instron 8850 при постоянной скорости макродеформирования 2 % в минуту [6].

При сопоставлении зависимостей осевой деформации и напряжения от времени на начальной стадии деформирования обнаружено и количественно исследовано последовательное включение в процесс деформирования участков образца на этапе формирования зуба текучести. Данное явление можно назвать «эстафетным» механизмом деформирования.

В работе получены данные о процессе локализации деформаций в центральной зоне при упругопластическом деформировании. В свою очередь, на закритической стадии деформирования [7] зафиксирована упругая разгрузка периферийных частей рабочей зоны образца.

Исследования показали, что практически на всех стадиях упругопластического и закритического деформирования наблюдается неоднородность поля деформаций по длине образца.

Литература

1. Белл Дж. Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел / Под ред. А.П. Филина. – М.: Наука, 1984. – 432 с.
2. Разумовский И.А. Развитие оптических методов механики деформируемого тела (обзор) // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – Т. 74. – № 10. – С. 45–54.
3. Экспериментальная механика / Под ред. А. Кобаяси. – М.: Мир, 1990. – Кн. 1. – 616 с.; кн. 2. – 552 с.

4. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.
5. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. – Columbia: University of South Carolina, 2009. – 364 p.
6. Вильдеман В.Э., Санникова Т.В., Третьяков М.П. Экспериментальное исследование закономерностей деформирования и разрушения материалов при плоском напряженном состоянии // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2010. – № 5. – С. 106–111.
7. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов. – М.: Наука. Физматлит, 1997. – 288 с.

Структура и механические свойства монокристаллов аустенитных сталей после кручения под давлением при комнатной температуре

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
tukeeva@sibmail.com

Проведено исследование структуры и механических свойств монокристаллов аустенитных сталей Fe–13Mn–1.3C, мас. % (стали Гадфильда) (I), Fe–13Mn–2.7Al–1.3C, мас. % (II) и Fe–28Mn–2.8Al–1.3C, мас. % (III) с разной энергией дефекта упаковки после кручения под гидростатическим давлением. Кручение проводили в наковальнях Бриджмена при комнатной температуре при давлении 5–6 ГПа на 1, 3, 5 оборотов.

Структура исследуемых сталей после кручения под гидростатическим давлением зависит от состава стали и степени деформации, однако, выявлены некоторые общие особенности. Методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии после кручения под гидростатическим давлением обнаружены двойники деформации и полосы локализованного сдвига. В сталях I и III после деформации на 1–3 оборота образуется сетка тонких двойников, границы двойников чаще всего прямолинейные. В то время как в стали II двойниковые границы искривлены. После 5 оборотов структура сталей становится сильнонеравновесной с сохранением текстуры, о чем свидетельствуют микродифракционные картины и рентгенограммы деформированных монокристаллов. После 5 оборотов кручения под гидростатическим давлением сетка двойников разрушается, в структуре наблюдаются оборванные двойниковые границы и объемная доля деформационных двойников в стали II больше, чем в сталях I и III.

Таблица 1

Влияние кручения под гидростатическим давлением
на микротвердость аустенитных сталей

| | H _μ , ГПа (ΔH _μ = 0.3 ГПа) | | | |
|--------------------------|--|----------|-----------|------------|
| | исходный | 1 оборот | 3 оборота | 5 оборотов |
| Fe–13Mn–1.3C (I) | 2.5 | 5.3 | 7.8 | 7.5 |
| Fe–13Mn–2.7Al–1.3C (II) | 2.5 | 5.0 | 6.1 | 6.1 |
| Fe–28Mn–2.8Al–1.3C (III) | 2.5 | 5.3 | 6.4 | 6.4 |

Ранее нами было установлено, что монокристаллы стали I, обладающие низкой энергией дефекта упаковки ($\gamma_{\text{ду}} = 23 \text{ мДж/м}^2$), при растяжении/сжатии склонны к деформации двойникованием в широком интервале температур (77–673 К). Легирование алюминием и марганцем (стали II и III) повышает энергию дефекта упаковки до 40 и 60 мДж/м² соответственно и полностью или частично подавляет развитие деформации двойникованием при растяжении и сжатии. В данной работе показано, что высокие приложенные давления при кручении под гидростатическим давлением активируют двойникование даже в сталях с повышенной энергией дефекта упаковки.

Образование и рост двойников деформации вызывают сильное деформационное упрочнение. В исследуемых сталях с увеличением степени деформации механические свойства значительно увеличиваются по сравнению с исходным состоянием (табл. 1). Деформация на 1–3 оборота дает быстрый прирост микротвердости, что связано с интенсивным образованием и ростом деформационных двойников. Далее с увеличением деформации микротвердость изменяется незначительно, что соответствует стадии взаимодействия двойников друг с другом и с дислокационным скольжением, образованию полос сдвига. Установлено, что после кручения на 3 и 5 оборотов значения микротвердости у стали I выше чем у сталей II и III. В стали I высокое деформационное упрочнение может быть связано, помимо двойникования, с динамическим деформационным старением, которое обеспечивает диффузию углерода к ядрам дислокаций и образование ближнего порядка по углероду пар Mn–C. В сталях II и III алюминий снижает подвижность атомов углерода и дополнительного фактора упрочнения, связанного с динамическим деформационным старением, не наблюдается.

Авторы работы выражают благодарность профессору Ю.И. Чумлякову за предоставление монокристаллов сталей. Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (госконтракт № 14.740.11.0707) и гранта Президента РФ (МК-43.2011.8).

**Секция 12.
Проблемы физической
мезомеханики и компьютерного
конструирования структурно-
неоднородных материалов
и материалов с покрытиями**

Теоретическое и экспериментальное исследование эффекта термоупругости в металлах при росте усталостной трещины

Банников М.В., Плехов О.А., Терехина А.И.¹

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, 614013, Россия,
mbannikov@icmm.ru

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
614990, Россия

Современные экспериментальные методы исследования эволюции температуры на поверхности циклически деформируемых металлов позволили разработать различные методики для расчета величины диссипации энергии в процессе циклического деформирования. Данные методы позволяют в режиме реального времени исследовать процессы генерации тепла, сопровождающие зарождение и развитие усталостных трещин. В частности, использование данных методов позволяет детально исследовать такие актуальные вопросы, как влияние эффекта закрытия усталостной трещины на скорость ее распространения, определение величины коэффициента интенсивности напряжений и влияние фрактальной размерности поверхности разрушения на асимптотику распределения напряжений.

В настоящее время показано, что анализ нелинейных эффектов генерации тепла позволяет наиболее действенным способом определить размах величины коэффициента интенсивности напряжений. При этом основной причиной возникновения нелинейных эффектов в вершине трещины считается зависимость упругих свойств материала от температуры [1]. В данной работе основное внимание уделено нелинейным эффектам генерации тепла за счет упругого и пластического деформирования металлов. Используя методы линейной механики разрушения в сочетании с подходами нелинейной термодинамики, построены определяющие соотношения, описывающие процессы генерации тепла в вершине трещины. Теоретические выводы подтверждены результатами экспериментальных исследований эволюции поля температуры на поверхности стали 20 в режиме трехточечного изгиба, а также циклического растяжения-сжатия титана. Эксперименты проведены на сервогидравлической испытательной машине Vi-10-00 с частотами от 0.5 до 10 Гц, совмещенной с инфракрасной камерой FLIR SC 5000 (спектральный диапазон — 3–5 мкм, температурная чувствительность — 0.025 К).

Литература

1. Jones R., Krishnapillai M., Carins K., Matthews N. Application of infrared thermography to study crack growth and fatigue life extension procedures // Fatigue. Fract. Eng. Mater. Struct. – 2010. – V. 33. – P. 871–884.

Моделирование температурных полей и напряженно-деформированного состояния в многоуровневой системе «покрытие – промежуточный подслоя – подложка» при высокотемпературном воздействии

Бикинеев Г.Ш., Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Максимов П.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия
bgs@ispms.tsc.ru

На основе трехмерной модели возбудимых клеточных автоматов проведены численные эксперименты, нацеленные на изучение специфики распространения теплового фронта в композитах, состоящих из медной подложки и керамического покрытия различного профиля с введением в интерфейс дополнительного промежуточного слоя.

В рамках метода возбудимых клеточных автоматов моделируемый образец разбивается на элементарные объемы, каждый из которых моделируется с помощью клеточного автомата. Исходя из особенностей моделируемых процессов, предполагающих распределение тепловой и механической энергии в материале, в качестве инструмента моделирования был выбран возбудимый клеточный автомат.

Возбудимый автомат способен совершать последовательную цепочку переключений состояний под влиянием внешнего воздействия. Каждый такой автомат характеризуется определенным набором соседей на первой координационной сфере, а также числовыми параметрами, соответствующими материалу, содержащемуся в моделируемом объеме пространства, такими как модуль упругости, плотность, модуль сдвига, плотность дислокаций, удельная теплопроводность, удельная теплоемкость, коэффициент температурного расширения и др. При взаимодействии с соседними автоматами могут меняться тепловая и механическая составляющие энергии, а значит, и связанные с ними физические параметры (температура, энтропия, напряжение, деформация, плотность и т.д.).

Исследовался характер влияния теплового фронта на картину распределения внутренних термических напряжений и связанных с ними объемных деформаций, возникающих вследствие теплового расширения. Тепловой удар и водяное охлаждение имитировались посредством задания постоянных температур на верхней и нижней гранях образца. Также исследовалось влияние внутренней границы раздела, наличие дополнительного слоя и влияние геометрической формы внутренней границы раздела на процесс распространения теплового фронта. Так, были проведены численные эксперименты по распространению теплового фронта в композитах, состоящих из медной

подложки и керамического покрытия различного профиля с введением в интерфейс молибденового промежуточного слоя.

Было показано, что продольная зубчатость интерфейса задерживает развитие неупругой деформации медного подслоя, что является положительным результатом, который подтверждает экспериментальную концепцию о положительном влиянии зубчатого интерфейса на механические характеристики покрытия.

Чередование молибдена и корунда резко уменьшило развитие деформации в приграничном слое меди, что является положительным результатом. Следовательно, было необходимо провести детальное моделирование чередования молибдена и корунда: оптимизацию длины и толщины молибденовых пластин, их профиля и др. Результаты моделирования показали, что сочетание двух благоприятных факторов, таких как зубчатость и молибденовый подслоя, дало наибольшую эффективность теплозащитного покрытия.

Путем проведения серии численных экспериментов на базе метода возбудимых клеточных автоматов удалось сформулировать рекомендации по улучшению эксплуатационных характеристик композитов с термобарьерными покрытиями.

Исследование кинетики изинговских квазиодномерных магнетиков с периодическими граничными условиями

Дударева Ж.В., Спирин Д.В.

Хакасский государственный университет им. Н.Ф. Катанова, Абакан, 655017, Россия, fricke@yandex.ru

Исследование низкоразмерного магнетизма — важная задача современной физики твердого тела. Интерес к малым системам вызван тем, что наноразмерные системы обладают уникальной структурой и свойствами.

В работе при учете взаимодействия ближайших и вторых соседей рассчитаны динамический критический индекс z и кинетический индекс Y . Рассматривались периодические граничные условия, т.е. одномерная цепочка замкнута в кольцо. В этом случае энергия одномерного магнетика в безразмерных единицах есть

$$E = \frac{e}{|j_1|} = -H \sum_{i=1}^N S_i - \left(\sum_{i=1}^{N-1} S_i S_{i+1} + S_N S_1 \right) - J_2 \left(\sum_{i=1}^{N-2} S_i S_{i+2} + \sum_{i=1}^2 S_{N-2+i} S_i \right), \quad (1)$$

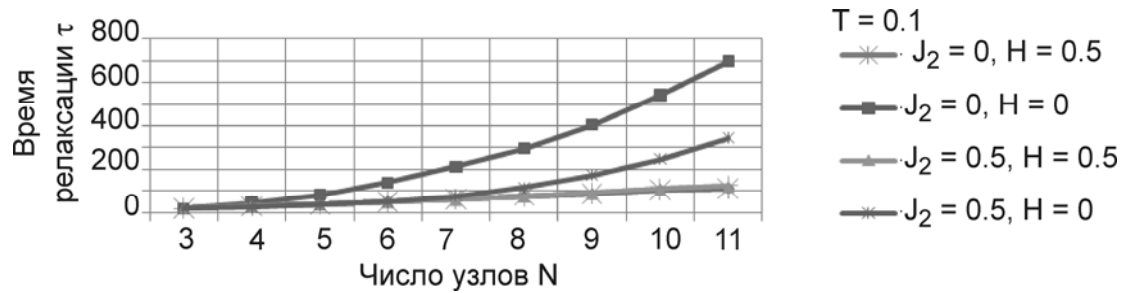


Рис. 1. График зависимости времени релаксации τ от N в модели с периодическими граничными условиями

где e — энергия, Дж; J_2 и J_3 — энергии взаимодействия вторых и третьих соседей соответственно; H — напряженность внешнего магнитного поля; N — количество атомов (узлов); i — номер узла; S_i — некоторая величина, принимающая значение $+1$ или -1 .

По диаграммам основных состояний на плоскости значений J_2 – H была определена ферромагнитная область, в которой исследовалась кинетика квазиодномерного магнетика. Рассчитана зависимость времени релаксации τ магнетика от заявленных выше параметров.

По графику на рис. 1 видно, что при увеличении размеров системы N τ является возрастающей функцией. При $H = 0$ с увеличением J_2 время релаксации τ уменьшается. Ситуация меняется при $H = 0.5$ функция τ от N является возрастающей, но не зависит от увеличения J_2 .

Имея несколько значений τ , можно с помощью метода линейных экстраполяций найти значения динамического критического индекса z . На рис. 2 изображен график зависимости z от числа узлов N . При $H = 0$ с учетом только ближнего взаимодействия зависимость индекса z от размеров системы слабо убывающая, с учетом J_2 зависимость возрастающая.

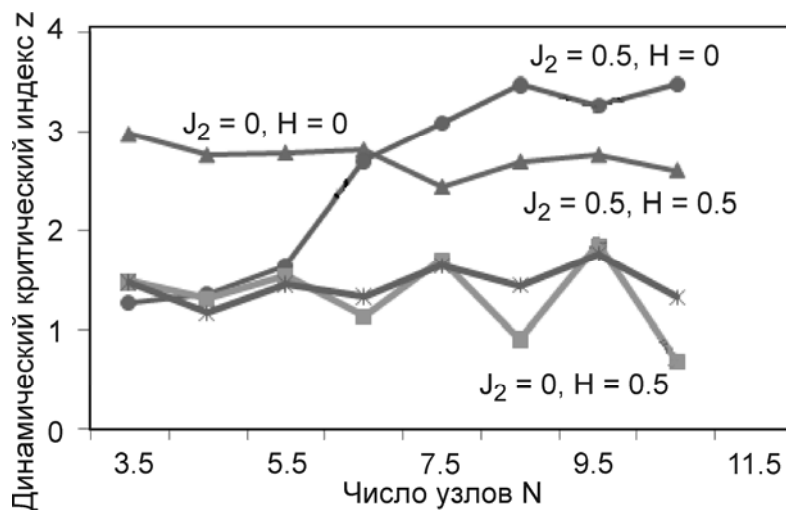


Рис. 2. График зависимости динамического критического индекса z от числа узлов N , $J_2 > 0$ ($H = 0$ и 0.5 , $T = 0.1$) в модели с периодическими граничными условиями

При наличии поля размер ΔN немонотонно влияет на z , график носит пилообразный характер зависимости, т.е. z зависит от четности и нечетности $z(N)$.

Поэтому динамический критический индекс z рассчитывается отдельно для четного и нечетного количества узлов N . Показано, что при отсутствии J_2 , $H = 0.5$, нечетном и четном количестве узлов зависимость индекса z убывающая. В случае $J_2 = 0.5$ при четном количестве узлов z убывает, а при нечетном — возрастает.

В рассмотренном диапазоне размеров магнетика значения индекса z для четного значения N всегда больше, чем для нечетного, что говорит о большей чувствительности магнетика с четным количеством узлов к изменению размеров.

Аналогично, имея несколько значений τ , с помощью метода линейных интерполяций мы нашли значения кинетического критического индекса Y .

С ростом температуры в отсутствие поля кинетический критический индекс Y растет. При наличии поля в области малых температур критический индекс Y принимает отрицательные значения. При температуре от 0.5 до 0.8 зависимость имеет разрыв, после которого значения индекса близки к значениям без поля.

В заключение рассмотрена зависимость индекса Y от числа узлов N . При отсутствии поля зависимость индекса возрастающая. При наличии поля, как и в случае с индексом z , наблюдается зависимость значений от четности и нечетности N . Причем с учетом J_2 температурная зависимость убывающая, а индекс принимает отрицательные значения. Были построены графики отдельно для четного и нечетного N , из которых видно, что без учета J_2 при нечетном количестве узлов значения индекса больше, а с учетом J_2 — меньше.

Моделирование обрушения кровли над выработанным пространством

Евтушенко Е.П., Макаров П.В., Смолин И.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
eugene@ispms.tsc.ru

Возможность безопасной работы на угольных шахтах в известной степени зависит от того, насколько точно осуществляется управление горным массивом при ведении подземных работ, а значит, и от возможности расчета напряженно-деформированного состояния и прогноза поведения геосреды вблизи шахтных выработок. Проблема обрушения кровли над выработанным пространством может быть рассмотрена в

рамках нового для механики подхода — математической теории эволюции твердых тел и сред [1]. В рамках этого подхода механическое поведение горного массива рассматривается с эволюционной точки зрения, что позволяет выяснить фундаментальные особенности поведения геосреды и более точно решать практические задачи устойчивости выработок с учетом фактора времени. Разработанные модели повреждаемого горного массива позволяют моделировать процессы накопления повреждений и развития разрушений разных масштабов и катастрофических обрушений кровли в горном массиве вокруг выработанного пространства [2].

В настоящей работе моделировалось обрушение кровли в шахте в процессе выработки с использованием эволюционного подхода. Применялся численный эксперимент, основанный на решении конечно-разностных уравнений механики сплошных сред с использованием моделей математической теории эволюции. Модель учитывает внутреннее трение, дилатансию, накопление повреждений и деградацию прочностных характеристик геосреды. Задача решена в двухмерной динамической постановке. Выполнены расчеты первой и последующих посадок кровли в зависимости от скорости движения забоя. Особое внимание уделено исследованию нестационарных неравновесных деформационных процессов в кровле при высоких скоростях движения забоя. Показано, что в кровле формируется иерархия блоков разных масштабов, разделенных полосами локализованных повреждений. Модель описывает этапы медленной подготовительной фазы и сверхбыстрого режима с обострением для поврежденности геосреды. Характерные времена и масштабы этих этапов эволюции определяются нелинейными свойствами геосреды на соответствующем масштабе и задаются эволюционными уравнениями первой и второй групп. Так, при высоких скоростях выработки образуются протяженные участки зависшей кровли и реализуется неравновесный режим обрушения. Показано также, что в зависимости от конкуренции отрицательных обратных связей, стабилизирующих деформационный процесс и сглаживающих неоднородности в распределении параметров, и положительных обратных связей, обусловленных деградацией нагружаемой среды, сценарий эволюции может меняться от типичного вязкопластического течения до хрупкого поведения.

Литература

1. Макаров П.В. Математическая теория эволюции нагружаемых твердых тел и сред // Физ. мезомех. – 2008. – Т. 11. – № 3. – С. 19–35.
2. Макаров П.В., Смолин И.Ю., Евтушенко Е.П., Трубицын А.А., Трубицына Н.В., Ворошилов С.П. Сценарии эволюции горного массива над выработкой // Физ. мезомех. – 2009. – Т. 12. – № 1. – С. 65–82.

Моделирование деформации поликристаллических стальных образцов с модифицированными поверхностными слоями

Емельянова О.С., Романова В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, Россия,
genyayes@mail.ru

В работе проведено моделирование поведения трехмерных образцов поликристаллической высокопрочной стали в основном состоянии и с модифицированным поверхностным слоем в условиях одноосного растяжения. Трехмерная модель поликристаллической структуры была сгенерирована методом пошагового заполнения. Модель механического поведения поликристаллической высокопрочной стали учитывала различную ориентацию зерен через разброс упругих и пластических характеристик в пределах 10 %. Функция деформационного упрочнения была построена путем аппроксимации экспериментальных данных для стали ЭК-181 [1]. Трехмерные расчеты проводились методом конечных разностей. Проанализировано влияние упрочненного слоя на эволюцию напряженно-деформированного состояния на поверхности и в объеме поликристаллов. Показано, что с самого начала нагружения на свободной поверхности формируется мезоскопический деформационный рельеф. Проведено сравнение деформационных картин в образцах с необработанной поверхностью и с модифицированным поверхностным слоем.

Работа выполнена в рамках грантов Президента РФ № MD-6370.2010.1 и РФФИ № 10-08-00084-а.

Литература

1. Панин А.В., Леонтьева-Смирнова М.В., Чернов В.М., Панин В.Е., Почивалов Ю.И., Мельникова Е.А. Повышение прочностных характеристик конструкционной стали ЭК-181 на основе многоуровневого подхода физической мезомеханики // Физ. мезомех. – 2007. – Т. 10. – № 4. – С. 73–86.

Решение задач механики деформируемого твердого тела с использованием технологии Nvidia CUDA

Карпенко Н.И., Евтушенко Е.П., Макаров П.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
eugene@ispms.tsc.ru

Разработана программная платформа, которая позволяет достаточно просто реализовывать различные численные алгоритмы и методы для высокопроизводительных параллельных вычислений. В качестве основы

для реализации программы использована технология Nvidia CUDA [1]. Реализована численная схема [2] решения задач механики деформируемого твердого тела в двухмерной постановке с моделями пластичности Мизеса и Друкера–Прагера–Николаевского [3].

Проведены расчеты деформации горных пород при различных типах нагружения. Приведены сравнения с другими расчетами авторов с использованием вычислительного кластера ТГУ «СКИФ».

Литература

1. *NVIDIA Programming Guide 1.1.* – <http://developer.nvidia.com/object/cuda.html>.
2. *Уилкинс М.Л.* Расчет упругопластических течений // Вычислительные методы в гидродинамике / Под ред. Б. Олдера, С. Фернбаха, М. Ротенберга. – М.: Мир, 1967. – С. 212–263.
3. *Стефанов Ю.П.* Некоторые особенности численного моделирования поведения упруго-хрупкопластичных материалов // Физ. мезомех. – 2005. – Т. 8. – № 3. – С. 129–142.

Разработка алгоритма численного решения задачи оптимизации технологических процессов сварки неплавящимся электродом

Крекулева Р.А., Батранин А.В.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия, batranin@tpu.ru

В данной работе рассмотрено численное решение трехмерной динамической задачи теплопроводности с переменными граничными условиями, которые моделируют поверхностные изменения при сварке неплавящимся электродом. Сильнонеравновесное состояние поверхности в зоне теплового пятна при контакте электрической дуги с материалом приводит к формированию различного рода тепловых структур в объеме материала. Численный анализ этих структур позволяет сделать определенные выводы о том, как должна подаваться энергия с поверхности, т.е. каковы должны быть размеры теплового пятна, его скорость, мощность и т.д., чтобы обеспечить в данном материале определенную глубину и ширину проплавления и желаемую зону термического влияния, которые определяют эксплуатационные свойства сварного шва. При определенном уровне этой информации становится возможным перейти к постановке и решению задачи оптимизации технологических режимов, обеспечивающих сварному соединению заданные характеристики.

В настоящей работе приводится алгоритм решения задачи оптимизации с использованием современных возможностей вычислительной

техники. В качестве технической базы используется суперкомпьютерный кластер ТПУ «СКИФ-политех» с программным обеспечением «Виртуальное рабочее место инженера-сварщика», которое разработано авторами.

Для решаемой оптимальной задачи сформулированы функция цели и критерии оптимальности. Результаты численных экспериментов протестированы физическими экспериментами, проведенными для сварки низкоуглеродистой стали Ст3 неплавящимся электродом в среде аргона. Наблюдается удовлетворительное согласие компьютерных и численных экспериментов. Кроме этого, предложено использование электронного регламента для отражения системного подхода, сложившегося в базе знаний в области сварочного производства. Результаты работы могут быть использованы в системах автоматизированного проектирования сварочных процессов.

Влияние электронно-пучковых воздействий на величину остаточных напряжений в поверхностных слоях никелида титана

Мейснер Л.Л., Остапенко М.Г., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
artifakt@ispms.tsc.ru

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

Модификация поверхностных слоев сплавов на основе никелида титана с использованием электронных пучков низкой энергии является эффективным способом направленного изменения их физико-химических и механических свойств. Наиболее предпочтительными методами исследования структурно-фазовых состояний и внутренних напряжений, индуцированных воздействиями электронных пучков, являются методы рентгеноструктурного анализа.

Целью работы является исследование влияния импульсных электронно-пучковых воздействий на структурно-фазовые состояния и уровень остаточных упругих напряжений в приповерхностных слоях никелида титана.

В работе исследовались плоские образцы из сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ размерами $1 \times 15 \times 15$ мм, которые подвергались импульсным электронно-пучковым воздействиям с использованием источника сильнотоочных электронных пучков низкой энергии при следующих параметрах воздействия: плотность энергии в электронном пучке составила 15, 20 и 30 Дж/см², длительность импульса $\tau = 150$ мкс, количество импульсов

$N = 5$. Рентгеновские исследования структурных состояний фаз, формирующихся в приповерхностных слоях TiNi, измерение величин микродеформаций и напряжений 1-го рода методом « $\sin^2\psi$ » проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия, ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, г. Томск) в CoK_α -излучении по симметричной и асимметричной схемам съемок сразу и через год после обработки электронным пучком.

Установлено, что после электронно-пучковой модификации поверхности образцов $\text{Ti}_{49.5}\text{Ni}_{50.5}$ на рентгеновских дифракционных картинах присутствуют следующие фазы: высокотемпературная B2-фаза, мартенситная фаза B19' и фаза Ti_2Ni . Выявлено, что при увеличении плотности энергии в электронном пучке от $E_1 = 15 \text{ Дж/см}^2$ до $E_4 = 30 \text{ Дж/см}^2$ существенно возрастает объемная доля мартенситной фазы B19' — от 3 до 70 об. % соответственно. Обнаружено, что поверхностный модифицированный слой характеризуется большими значениями параметра решетки $a_{\text{B2}} = 0.30254 \text{ нм}$ ($a_{\text{эТ}} = 0.30132 \text{ нм}$). С увеличением толщины анализируемого слоя параметр решетки уменьшается.

В докладе представлены результаты расчета упругих напряжений 1-го рода и соответствующих им микродеформаций кристаллической решетки ϵ^I в B2-фазе никелида титана, которые позволили получить картину распределения деформационных параметров по глубине анализируемого слоя. В образцах после электронно-пучковой обработки, снятых по асимметричной схеме съемок с углом скользящего падения $\alpha = 3^\circ$, что соответствует глубине анализируемого слоя $h = 0.27 \text{ мкм}$, выявлено, что в направлениях перпендикулярных поверхности образца имеют место напряжения растяжения, которые характеризуются микродеформациями $\epsilon^I > 0$. При увеличении толщины анализируемого слоя наблюдаются напряжения сжатия, которые характеризуются микродеформациями $\epsilon^I < 0$.

Исследования проведены в рамках госбюджетных проекта № III.20.2.1, комплексного интеграционного проекта СО РАН № 57 (2009–2011 г.) и при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (госконтракт № 16.740.11.0140).

Перераспределение примеси в поперечном сечении пластины, находящейся в условиях нагружения

Миколайчук М.А., Князева А.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
mihail@mikolaichuk.com

Рассмотрена задача о диффузии под нагрузкой в бинарной металлической системе. Малые концентрации примеси позволяют воспользо-

ваться приближением идеального раствора. Для формулировки механической части задачи используется гипотеза Бернулли–Эйлера, что позволяет считать осевую компоненту перемещений линейной функцией координат в плоскости поперечного сечения образца. Зная, как выражаются перемещения, можем получить зависимость для деформаций, а отсюда выразить напряжения с помощью определяющих соотношений. В качестве последних, выступают соотношения закона Дюамеля–Неймана, включающие в себя зависимость механических напряжений от концентрации примеси в основе, что позволяет учесть влияние концентрационных напряжений на напряженно-деформированное состояние тела. Воспользовавшись условиями равновесия для результирующих сил и моментов, получим систему линейных алгебраических уравнений для определения неизвестных функций, зная которые можем найти осевое перемещение.

Для формулировки диффузионной части задачи были проанализированы два возможных механизма влияния напряжений и деформаций на процесс диффузии. Первый имеет своим следствием изменение энергии активации диффузии при деформации кристаллической решетки основы. Связать энергию активации с напряжениями и деформациями, имеющимися в системе, можно при помощи такого понятия, как активационный объем (разность локальных объемов системы в основном и активированном состояниях). В результате работа напряжений, возникающих в локальных объемах, явным образом влияет на величину коэффициента диффузии. Второй механизм влияния заключается в непосредственном переносе примеси под действием напряжений и, по сути, подобен массопереносу посредством бародиффузии в жидкостях.

В результате сделаны выводы о влиянии величины и знака внешней нагрузки на закономерности протекания массопереноса, о влиянии температуры процесса на интенсивность воздействия поля напряжений на поле концентраций.

Работа выполнена в рамках госконтракта № 16.740.11.0122 и при поддержке гранта РФФИ № 10-01-00034.

Моделирование нагружения твердого тела динамическим методом конечных элементов

Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Бикинеев Г.Ш., Панин В.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
mpv@ispms.tsc.ru

Предлагается дискретно-континуальный динамический метод конечных элементов, позволяющий моделировать механическое нагруже-

ние твердого тела. В рамках данного метода исследуемый образец разбивается на сеть элементарных объемов кубической формы, а затем для каждого такого элемента вычисляется ряд физических параметров, описывающих его состояние. В качестве таких параметров выступают компоненты тензоров деформации и напряжений, такие векторные величины, как сила, ускорение, скорость, смещение, радиус-вектор. На основе значений компонент тензоров деформации и напряжений вычисляются величины интенсивности деформации и напряжения, которые являются определенного рода характеристиками локального изменения формы и объема.

При вычислении новых значений параметров конечных элементов, как и в механике сплошных сред, используются основные соотношения теоретической механики, связывающие силу, ускорение, скорость, смещение. Однако в отличие от механики сплошных сред предлагаемый метод позволяет моделировать переход исследуемой среды в состояние пластической деформации и разрушения. Для этой цели каждому конечному элементу приписываются значения пределов текучести и разрушения, соответствующие содержащемуся в нем материалу. Переход в одно из этих состояний происходит, если значение интенсивности деформации или напряжения превышает соответствующее критическое значение. При переключении элемента в состояние пластической деформации в матрице жесткости, связывающей тензор деформации с тензором напряжений, происходит замена модуля упругости на модуль пластичности данного материала. Если же элемент переходит в разрушенное состояние, то он просто исключается из рассмотрения, т.е. считается, что разрушенный элемент не содержит материала.

Рассматриваемый метод конечных элементов позволяет для всех узлов каждого элемента вычислять новые значения векторов ускорений, зависящие от текущих значений векторов сил. После этого происходит вычисление новых значений компонент векторов скоростей и смещений, а также новых координат узлов. Наконец, на основе новых координат узлов определяются новые значения компонент векторов сил, действующих на каждый узел. Подобный подход применяется и в молекулярной динамике, однако предлагаемый динамический метод использует в вычислениях недиагональный тензор инерции, что позволяет получать значения вращательных компонент ускорения, скорости и смещения, равно как и значения моментов сил. Момент силы является важной механической характеристикой узла, позволяющей моделировать зарождение трещины или очага пластической деформации. Отличительной чертой рассматриваемого подхода к моделированию методом конечных элементов является также использование матрицы жесткости, аналогичной модулю упругости для одномерного случая, для связи нормальных и

касательных компонент тензора деформации с нормальными и касательными компонентами тензора напряжений.

К числу основных достоинств динамического метода конечных элементов относится возможность распараллеливания вычислительных процессов, обусловленная тем, что программный продукт, реализующий данный метод, написан на объектно-ориентированном языке Java, позволяющем создавать и запускать легковесные потоки, т.е. потоки, работающие в рамках одного процессора. Помимо этого, главными преимуществами языка Java являются мультиплатформенность и инкапсуляция данных. Мультиплатформенность позволяет использовать программный код в рамках любой операционной системы. Инкапсуляция данных заключается в выделении отдельных областей памяти для каждого блока программы, что предотвращает запись данных в области памяти, необходимые для правильного функционирования системы.

В процессе распараллеливания область пространства, занимаемая моделируемым образцом, разбивается на равное число частей. Каждая такая часть обрабатывается отдельным параллельным потоком, число которых регулируется извне и может достигать 16. Алгоритм разбиения области на параллельно обрабатываемые подобласти состоит в следующем. Каждый узел, входящий в состав сети конечных элементов, нумеруется согласно его расположению в моделируемом пространстве, а затем в соответствии со своим номером он относится к той или иной подобласти. Применение параллельных вычислительных потоков позволяет в максимальной мере использовать ресурсы ЭВМ, а также существенно сократить время работы программы.

На основе предложенного метода был проведен численный эксперимент по одноосному растяжению композиции «алюминиевая подложка – промежуточный слой – керамическое покрытие» с постоянной нагрузкой на противоположных гранях. Промежуточный слой представлял собой часть образца между подложкой и покрытием, где для каждого элементарного объема, моделируемого с помощью конечного элемента, были стохастически заданы величины модуля упругости, плотности, коэффициента Пуассона, предела текучести и модуля пластичности. При этом значения каждого из данных параметров конечного элемента были равномерно распределены в промежутке между значениями соответствующей величины для покрытия и подложки.

Анализ результатов этого численного эксперимента показал, что на границе раздела между керамическим покрытием и промежуточным слоем сформировалась картина квазипериодического распределения значений интенсивностей деформации и напряжения.

Моделирование роста покрытия при микродуговом оксидировании

Назаренко Н.Н., Князева А.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
nnelli@ispms.tsc.ru

Рост покрытия при микродуговом оксидировании зависит от состава электролита, величины напряжений на детали и ванне, коэффициента массообмена между жидкой фазой и покрытием и размера электролитической ванны. Были сформулированы и исследованы: модель физико-химических процессов в электролитической ванне; модель роста покрытия, в которой закон роста покрытия следовал из решения кинетической задачи; модель роста покрытия с подвижной границей раздела фаз, скорость перемещения которой задается явно. Быстрое установление квазистационарного режима роста и распределения концентраций элементов в электролите позволяет считать скорость роста покрытия величиной, зависящей от напряженности электрического поля и частоты, а в рамках кинетической модели роста — заданной функцией времени. Концентрации элементов у поверхности растущего покрытия — также заданные величины, следующие из решения внешней задачи или данных эксперимента. В целом математическая модель роста покрытия включает: уравнения диффузии в твердой фазе (в титановой подложке и в растущем покрытии); закон роста покрытия; условие симметрии, граничные условия на неподвижной и подвижной границах, а также начальные условия. В уравнениях диффузии учтены источники и стоки массы за счет химических реакций. Зная о распределении концентраций в слоях, определяем напряжения и деформации в растущем покрытии и в подложке на основе задачи о механическом равновесии. Напряжения имеют диффузионную природу, но также могут быть связаны с изменением свойств в ходе реакций. Задачу диффузии решали методом прогонки с переменным шагом по времени. В расчетах определяли распределение концентрации, деформаций и напряжений в покрытии и в подложке, ширину диффузионной зоны в подложке и т.п. в зависимости от параметров модели. Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 08-03-00960-а.

Молекулярно-динамическое изучение особенностей поведения границы зерен с неидеальной структурой

Никонов А.Ю., Дмитриев А.И., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
nikonov@usgroups.com

В рамках физической мезомеханики границы зерен в деформированном поликристалле являются самостоятельным мезоскопическим уровнем развития пластической деформации. В частности, сдвиг в такой среде сопровождается развитием деформации как внутри зерен, так и на их границах. Исследования, проведенные в работе [1], показали, что в условиях сдвиговой деформации возможно перемещение дефекта структуры типа границ зерен в направлении перпендикулярном приложенному нагружению. Изменение положения границы приводит к росту одного из зерен за счет атомной структуры соседнего зерна и тем самым приводит к перераспределению конфигурации дефектов структуры и изменению деформационных свойств нагружаемого материала. Ввиду сложности экспериментального исследования механизмов движения границ зерен в последнее время для этой цели применяются методы компьютерного моделирования. Целью данной работы было всесторонне исследовать атомные механизмы такого поведения границ зерен в условиях сдвиговой деформации, а также изучить влияние температуры образца, удельной площади границы, степени идеальности ее структуры, а также проанализировать влияние условий нагружения на подвижность дефекта. В работе также было смоделировано взаимодействие двух идентичных границ зерен, движущихся навстречу друг другу. Согласно полученным результатам такого взаимодействия, может произойти полная аннигиляция дефектов структуры с объединением двух крайних зерен в одно и исчезновением промежуточного зерна.

Результаты, полученные в данной работе, помогают понять особенности развития пластической деформации в поликристаллах в условиях сдвигового нагружения. Обнаруженное поведение границ может влиять на изменение микроструктуры материала и, как следствие, на его свойства и особенности поведения под нагрузкой.

Литература

1. *Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Псахье С.Г.* Атомистический механизм зернограницного проскальзывания на примере большеугловой границы $\Sigma = 5$. Молекулярно-динамический расчет // Физ. мезомех. – 2010. – Т. 13. – № 4. – С. 15–24.

Влияние многослойного покрытия методом сверхзвукового газопламенного напыления на поведение стальной подложки при высокоскоростном нагружении

Радченко П.А., Балохонов Р.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
radchenko@live.ru

В работе исследуется влияние ударно-волнового нагружения на поведение стальной подложки с покрытием. Двухслойное покрытие производится методом сверхзвукового газопламенного напыления (метод HVOF). Первый, наружный слой толщиной 250 мкм представляет собой смесь 13 % Со и 87 % сплава WC. Второй, внутренний слой толщиной 205 мкм состоит из сплава NiAl и с содержанием Ni 95 %. Ударно-волновое воздействие инициируется стальной пластиной с начальной скоростью от –400 м/с. Для образования устойчивого покрытия порошок со средним диаметром частиц 14 мкм посредством газовой струи переносится на деталь. Частицы обладают высокой кинетической энергией, которая при ударе о подложку превращается в тепловую. Моделирование нагружения проводится посредством метода конечных элементов в трехмерной постановке. Для описания поведения материалов покрытий преграды используется упругопластическая модель с уравнением состояния, учитывающим коэффициенты ударной адиабаты. Для описания материала ударника и подложки используется уравнение состояния в форме Ми–Грюнайзена.

Влияние низкотемпературного отжига на характер локализации деформации субмикроструктурного никеля при активном растяжении

Рахматулина Т.В., Кузнецов П.В., Петракова И.В., Андреева Е.М.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
rakhmatulina.tanya@gmail.com

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия

Субмикроструктурные материалы характеризуются сильной неравновесностью границ зеренно-субзеренной структуры, что оказывает значительное влияние на характер протекания пластической деформации. Известно, что снижение степени неравновесности достигается путем низкотемпературного отжига [1]. В данной работе исследовали микроструктуру и закономерности локализации пластической деформации.

ции субмикроструктурного никеля, полученного методом равноканального углового прессования с последующей прокаткой. Образцы в виде двойной лопатки с рабочей частью $25 \times 2.5 \times 0.5$ мм³ подвергались низкотемпературному отжигу при температурах 60, 120, 180, 240, 300 и 360 °С в течение 15 мин. Характер локализации деформации исследовали на разных масштабных уровнях с помощью интерферометра белого света (New View 6200) и сканирующей туннельной микроскопии (SMM 2000T) на разрушенных образцах. Образцы были разрушены активным растяжением на испытательной машине ИМАШ 20-78 с автоматической записью диаграмм σ – ϵ .

Результаты исследования зеренно-субзеренной структуры и механических характеристик образцов субмикроструктурного никеля приведены в работе [1].

Анализ оптических изображений показал, что образцы субмикроструктурного никеля разрушаются в центре рабочей части вдоль одной из полос локализованной деформации, ориентированной под углом $\sim 55^\circ$ – 60° к оси растяжения.

С помощью оптической профилометрии в области формирования шейки обнаружили два типа макрополос: поперечные полосы, связанные с прокаткой материала, направленные перпендикулярно к оси растяжения, и полосы локализации пластической деформации, имеющие различный период и ориентацию к оси растяжения. Анализ изображений показал, что полосы, связанные с прокаткой, искривляются, и степень искривления увеличивается при приближении к зоне разрушения. Это говорит о том, что на развитие полос локализованной деформации большое влияние оказывает исходная структура субмикроструктурного никеля.

Для количественного анализа локализации деформации использовали две характеристики — среднеквадратичную шероховатость R_{ms} и фрактальную размерность D_f . Среднеквадратичную шероховатость R_{ms} определяли по профилограммам поверхности разрушенных образцов, полученным с помощью интерферометра белого света (New View 6200), фрактальную размерность оценивали по изображениям, полученным с помощью сканирующей туннельной микроскопии структуры. Для исходного образца макрополосы деформации сильно локализованы, с повышением температуры степень локализации падает. Так, при температуре 60 и 120 °С макрополосы распространяются на ~ 2 – 3 мм от места разрушения. Однако отжиг при температуре 240 °С приводит к значительному увеличению степени локализации (~ 1 мм от места разрушения).

В области локализации деформации исследовали формирование мезополос с помощью сканирующей туннельной микроскопии. По полу-

ченным с помощью сканирующей туннельной микроскопии изображениям структуры были рассчитаны фрактальные характеристики по методике, развитой в [2]. Характер поведения зависимости фрактальной размерности от температуры отжига коррелирует с зависимостью относительной энергии границ зеренно-субзеренной структуры субмикрористаллического никеля [1], что позволяет использовать метод фрактального анализа для количественной оценки степени неравновесности полученной структуры.

Литература

1. Кузнецов П.В., Петракова И.В., Рахматулина Т.В., Корзников А.В. Количественная характеристика влияния низкотемпературного отжига на зеренно-субзеренную структуру субмикрористаллического никеля с помощью сканирующей туннельной микроскопии // Тезисы Межд. конф. по физ. мезомех., комп. констр. и разработке новых материалов, Томск, 5–9 сентября 2011 г. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2011.
2. Кузнецов П.В., Петракова И.В. Фрактальный анализ эволюции рельефа фольг монокристалла алюминия при несвободном циклическом растяжении // Труды V Межд. междисциплин. симп. ФиПС-08 «Прикладная синергетика в нанотехнологиях», 17–20 ноября 2008 г. – М.: МАТИ, 2008. – С. 447–452.

Оценка напряжений в растущем покрытии в условиях магнетронного напыления

Сорокова С.Н., Князева А.Г., Поболь И.Л.¹, Крипакова М.В.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, 634050, Россия, s_sorokova@tpu.ru

¹ Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, 220141, Беларусь

Одним из наиболее распространенных методов получения нанокomпозитных покрытий является метод магнетронного напыления. Но, несмотря на прогресс в области конструирования нанопокpытий, актуальной остается проблема прогнозирования изменения их свойств в процессе обработки. Рост покpытия в условиях магнетронного напыления происходит вследствие химических превращений между адсорбирующимися на поверхности частицами, поступающими из внешней среды (из окружающей плазмы, с направленным потоком ионов, из газовой фазы, раствора и т.п.). Эти процессы сопровождаются выделением и поглощением тепла, структурными изменениями, а также формированием поля механических напряжений, что определяет свойства растущего покpытия. Результатом технологического процесса или эксперимента яв-

ляется конечный состав с совокупностью тех или иных свойств, а развитие процесса во времени во многом остается неясным. Математическое моделирование позволяет исследовать процесс роста и изучить, какую роль в динамике процесса играют те или иные технологические условия; анализировать роль каждого физического фактора в отдельности и выработать практические рекомендации.

С этой целью сформулирована и исследована математическая модель роста покрытия при магнетронном напылении. В тепловой части задачи распределение температуры в образце «покрытие + подложка» не учитывается. В диффузионно-химической подмодели считается, что покрытие растет с заданной скоростью, определенной параметрами установки. Примеси внедрения поступают за счет диффузии. Схемы химических реакций типичны для карбидных систем. В оценке средних механических напряжений учитывается вклад как термической, так и диффузионно-химической природы. Показано, что кинетика реакции на поверхности играет не меньшую роль в эволюции напряжений, чем соотношение механических свойств растущего покрытия и подложки.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 10-08-90010-Бел_a).

Численное моделирование деформации и разрушения материала с композитным покрытием

Шваб Е.А., Балохонов Р.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия,
rusy@ispms.tsc.ru

В работе исследуется механическое поведение композита «алюминиевая основа – композитное Al–TiC-покрытие». Краевая динамическая задача решается численно методом конечных разностей в постановке плоской деформации. Для описания механической реакции алюминиевой подложки и TiC-включений в покрытии используются упругопластическая модель с изотропным упрочнением и критерий разрушения типа Губера соответственно. Структура композита соответствует экспериментально наблюдаемой и учитывается в расчетах явно. Проведено моделирование растяжения и сжатия материала с покрытием. Исследованы особенности деформирования и разрушения, связанные со сложной геометрией двух границ раздела: «TiC-включения – алюминиевая матрица» в композитном покрытии и «композитное покрытие – алюминиевая подложка». Установлено, что процессы локализации пластического течения в алюминиевой матрице/подложке и растрескивания TiC-включений развиваются согласованно и взаимозависимо. Показано, что

как при растяжении, так и при сжатии композиции возникают локальные области объемного растяжения, где при последующем нарастании нагрузки зарождаются трещины. При растяжении и сжатии трещины зарождаются в различных местах и распространяются в разных направлениях.

Работа выполнена при поддержке Президента РФ (грант № МД-202.2011.8), РФФИ (грант № 10-08-00084-а).

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

А

Абдрашитов А.В. 106
Абкарян А.К. 164
Аксенов Д.А. 219
Албаут Г.Н. 47
Алеутдинова М.И. 245, 246, 309
Алтухов Ю.А. 388
Алфёрова Е.А. 501
Алхимов А.П. 90
Андерссон Ф. 436
Андреева Е.М. 532
Аникин Е.И. 375
Анисимов И.И. 49
Артемьева Л.В. 381, 382
Астафуров С.В. 433, 450
Астафурова Е.Г. 161, 193, 414,
503, 513
Афанасьев Н.И. 258

Б

Бакач Г.П. 344, 345, 405, 459
Бакеев Р.А. 448
Бакулин А.В. 319
Балаганский И.А. 455
Балохонов Р.Р. 49, 51, 61, 83,
138, 532, 535
Банников М.В. 70, 517
Баран Д.Я. 73
Баранникова С.А. 145
Барбакова Е.А. 186
Батаев А.А. 146, 148, 455,
494, 508
Батаев В.А. 146, 478, 494
Батаев И.А. 146, 148, 455, 508
Батаева З.Б. 478
Батрагин А.В. 524
Батурин А.А. 221, 320, 331, 333
Баяндин Ю.В. 468
Белкин Д.С. 412
Белюк С.И. 272
Белявская О.А. 312, 412
Беляев С.А. 248, 375
Беспалько А.А. 434

Бибик Н.В. 269
Бикинеев Г.Ш. 66, 123, 518, 527
Бишак Р.Т. 73
Бледнова Ж.М. 231
Бобенко Н.Г. 205
Большаков А.Н. 249
Бонарцева Г.А. 322
Бондарь М.П. 52
Борисов Д.П. 214, 226
Борисова С.Д. 97, 130
Бородина Е.О. 478
Бочкарева С.А. 49, 53
Боянгин Е.Н. 283
Братчиков А.Д. 331
Бродова И.Г. 160
Будовских Е.А. 269
Бузюркин А.Е. 463
Букрина Н.В. 286
Бурков М.В. 388
Буров В.Г. 146
Буякова С.П. 292, 322, 356,
363, 365, 476,
479, 483, 489
Буяновский И.А. 249
Быструшкин Е.И. 455
Бяков А.В. 388

В

Вавилов В.П. 323
Васильева М.И. 326
Вашук Е.С. 131
Вильдеман В.Э. 509, 511
Винников Л.Я. 194
Виноградов А.В. 455
Винокуров Г.Г. 251, 253,
275, 326
Винокурова С.Г. 251
Власов И.В. 79, 473
Волегов П.С. 98
Волокитин Г.Г. 255
Воронов А.В. 257, 306

Г

Гаврильева А.А. 253
Газетдинова А.О. 84
Галичина Е.В. 195
Гальченко Н.К. 258, 272
Герасимова Е.И. 419
Гилета В.П. 152
Гирсова Н.В. 263, 331, 333, 459
Гирсова С.Л. 168, 169
Глазкова Е.А. 378, 403
Глейкин И.А. 352
Гнюсов С.Ф. 260, 270, 279,
301, 347
Голковский М.Г. 478, 494
Головин Е.Д. 494
Головнев И.Ф. 197
Головнева Е.И. 197
Голосов Е.В. 345
Голубкова И.А. 176
Гонтаренко А.С. 494
Гончаренко И.М. 261, 274
Горбатенко В.В. 173
Гордийчук Д.А. 257
Горяинов А.А. 345
Горячева И.Г. 66
Грабовецкая Г.П. 149, 230, 387
Гранин Н.Г. 450
Грановский А.Ю. 131
Графутин В.И. 328
Гренке В.В. 388
Григорьев А.С. 433
Григорьев М.В. 329, 330
Гридин О.М. 100
Гринберг Е.Е. 198
Гриняев К.В. 199
Гриняев С.Н. 200
Гриценко Б.П. 263
Гришаева Н.Ю. 49, 53
Гришков В.Н. 221, 307, 331, 333
Громов В.Е. 131
Губайдулина Т.А. 264
Гудимова Е.Ю. 383, 525
Гулевич М.А. 456, 475
Гурских А.В. 266
Гурченко Т.М. 294
Гущин В.Ю. 158

Д

Дампилон Б.В. 267, 347
Данилов В.И. 173, 174, 207
Данильсон Ю.Н. 481
Дедова Е.С. 476
Демидов В.Н. 101
Демьянченко А.А. 457
Денисов К.И. 201
Деревягина Л.С. 54, 56
Дерюгин Е.Е. 57, 230
Десятых В.И. 49
Джалолов Ш.А. 255
Димаки А.В. 102, 450
Дитенберг И.А. 38, 199, 201,
202, 204, 223,
334, 506
Дмитриев А.И. 102, 104, 112,
126, 335, 531
Дмитриева М.А. 407
Добаткин С.В. 193, 503
Добросмыслов С.С. 337
Додорин К.Ю. 266, 310
Дорофеева Т.И. 342
Досым Е. 182
Дробяз Е.А. 494
Дуангсуппа Ч. 343
Дубинова А.Д. 438
Дударев Е.Ф. 209, 344, 345,
405, 459
Дударева Ж.В. 519
Дудина Д.В. 215
Дураков В.Г. 267, 270, 280, 347
Дучков А.А. 436

Е

Евтушенко Е.П. 521, 523
Егорушкин В.Е. 35, 205
Елсукова Т.Ф. 59, 76, 85
Емельянова К.С. 447
Емельянова О.С. 523
Еремин М.О. 437, 442
Ермина Л.В. 267
Еркаев П.А. 352
Ерошенко А.Ю. 206, 207, 240, 412
Ефимов М.В. 375

Ж

Жапова Д.Ю. 331, 333
 Жаркова Г.М. 349
 Жилкина Н.А. 264
 Жиров Е.В. 111
 Жоровков М.Ф. 344, 345, 459
 Жуков И.А. 365, 476
 Журавина Т.В. 478

З

Забудченко О.В. 149
 Зайцев Б.Н. 420, 423
 Замараев Л.М. 294
 Замятин А.Н. 296
 Заполска Е. 319
 Заточная Л.В. 54, 56
 Захарова Г.Г. 161, 193, 503, 513
 Захарченко К.В. 152
 Захожева М.И. 220, 505
 Зголич М.В. 158
 Зеленая А.Е. 105
 Землякова Н.В. 350
 Зольников К.П. ... 106, 118, 155, 212
 Зубко И.Ю. 108
 Зуев Л.Б. 145

И

Иванов К.В. 151, 233
 Иванов М.Б. 219
 Иванов Ю.Ф. 263, 269, 283, 286
 Иванова Е.А. 280, 282
 Иванова Л.Р. 395, 464
 Игнатенко А.Г. 456
 Игнатов А.А. 270
 Игнатъева З.В. 249
 Илюхина О.В. 328
 Исхакова Л.Д. 198
 Итин В.И. 352

К

Кадирова А.С. 353
 Казанцев Г.Ю. 261
 Казанцева Л.П. 392
 Казаченок М.С. 70, 460
 Казин К.И. 446
 Казьмина О.В. 354

Калатур Е.С. 356
 Калашников М.П. 239, 257, 396
 Каминский П.П. 183
 Канаки А.В. 479
 Канафьева А.С. 390
 Каныгина О.Н. 358
 Капранов Б.И. 385, 412
 Капустин В.И. 152
 Карпенко Н.И. 61, 523
 Карпов Е.В. 52
 Кастеров А.М. 70
 Кашин О.А. 209, 210, 216,
 331, 344, 345, 459
 Квеглис Л.И. 164
 Кейних К.С. 481
 Кибиткин В.В. 61, 161
 Кикин П.Ю. 350
 Кинеловский С.А. 215
 Киреева И.В. 153, 359, 361, 481
 Кириллов В.А. 153
 Кирко В.И. 337
 Киселев С.П. 110, 111
 Клевцова Е.В. 482
 Клименов В.А. 412
 Клопотов А.А. 177, 255
 Князева А.Г. 101, 113, 274,
 353, 526, 530, 534
 Кобенко С.В. 462
 Ковалевская Ж.Г. 312
 Коваль Н.Н. 263, 269, 460, 488
 Козельская А.И. 63, 72, 423
 Козлов Э.В. 217, 304,
 362, 366, 396
 Козлова А.В. 322, 363, 365, 483
 Козлова М.А. 461
 Колесникова К.А. 258, 272
 Колмакова Т.В. 114
 Колобов Ю.Р. 209, 219, 345
 Колубаев А.В. 178, 400, 485
 Колубаев Е.А. 400, 485, 493
 Колубаева Ю.А. 269
 Комарова Е.Г. 368, 376
 Конева Н.А. 362, 366, 396
 Коноваленко Ив.С. 155, 212
 Коноваленко Иг.С. 115

- Коньшева И.Ю. 461, 462
 Копцев А.П. 200
 Копылов В.И. 221, 333
 Коржова В.В. 398
 Корзников А.В. 54, 56, 223,
 241, 506
 Корзникова Е.А. 157, 177, 506
 Корнев В.М. 65
 Корниенко Л.А. 291, 395, 464
 Коростелев С.Ю. 116
 Коростелева Е.Н. 398
 Коротаев А.Д. 214, 226, 288
 Корчагин М.А. 201, 204, 215
 Корчагина А.Н. 41
 Корчуганов А.В. 118
 Кочарян Г.Г. 117
 Кочуров В.И. 108
 Красноженов Е.П. 403
 Краус Е.И. 463
 Кректулева Р.А. 524
 Кретинина И.В. 359
 Кретьова О.М. 72, 460
 Кривошеина М.Н. 461, 462
 Крипакова М.В. 274, 534
 Круковский К.В. 210, 216, 263, 331
 Крыжевич Д.С. 118, 155
 Кузнецов В.П. 104, 370
 Кузнецов П.В. 393, 532
 Кузнецова А.В. 438
 Кулабухова Н.А. 371
 Кульков С.Н. 230, 234, 260,
 279, 292, 300, 301,
 303, 322, 329, 330, 343,
 356, 363, 365, 401, 402,
 476, 479, 482, 483, 489
 Кулькова С.Е. 122, 319
 Куляшова К.С. 373, 376
 Куницын В.Г. 421, 425
 Куприянов С.Н. 90
 Курбатова К.А. 491
 Курзина И.А. 217, 240
 Куринная Р.И. 158
- Л**
- Лавриков С.В. 439
 Ларионов В.В. 379
 Ларионов С.А. 375
 Ласковнев А.П. 269
 Лаюров Е.П. 120
 Лебедев Д.И. 275
 Лебедев М.П. 275
 Левина Е.А. 444
 Левченко В.А. 249
 Легостаева Е.В. 368, 373, 376
 Лейцин В.Н. 407
 Леонтьева-Смирнова М.В. 237, 414
 Лепаква О.К. 258, 352
 Лернер М.И. 378, 403
 Лидер А.М. 379, 460
 Липницкий А.Г. 219
 Лисичко Е.В. 379
 Литовченко И.Ю. 220, 241,
 414, 505
 Лобач М.И. 261
 Логинова Д.С. 115, 116
 Ложкин В.С. 146, 148
 Лопатин И.В. 263
 Лосинская А.А. 455
 Лотков А.И. 209, 210, 216,
 221, 307, 320, 331,
 333, 344, 381, 382,
 383, 487, 488, 525
 Лукьянов Я.Л. 463
 Луцык В.И. 105
 Лыкова О.Н. 230
 Лычагин Д.В. 501
 Любутин П.С. 73, 388
 Люкшин Б.А. 49, 53, 122
 Люкшин П.А. 53, 90, 122
 Лязгин А.О. 72
 Лямина Г.В. 368
 Ляпунова Е.А. 160, 468
 Ляхов Н.З. 215
- М**
- Майер А.Е. 459
 Макаров А.В. 224
 Макаров П.В. 39, 135, 437,
 442, 521, 523
 Макарова Е.Б. 508
 Максимов П.В. 66, 123, 518, 527
 Малахова С.А. 223

- Малеткина Т.Ю. 405
Мали В.И. 146
Малолетко А.А. 180
Мамаева В.А. 342
Манатов Н.А. 187
Мандунг Т. 291
Манохин С.С. 219
Марков А.Б. 277, 459
Маркова Е.А. 269
Мартемьянов С.М. 113
Марущак П.О. 73
Маслов А.Л. 113
Матвеев А.Л. 381, 382
Матвеева В.А. 381, 382
Матвеев В.Н. 249
Матолыгина Н.Ю. 120
Махарова С.Н. 91, 224
Машковцев Р.И. 233
Мейснер Л.Л. 381, 382, 383,
487, 488, 525
Мейснер С.Н. 381, 382, 487
Мелентьева О.В. 108
Мельников А.Г. 279
Мельников В.В. 122, 319
Мельников Е.В. 161, 193, 513
Мельникова Н.В. 205
Мержиевский Л.А. 41, 291
Микенина О.А. 439
Миколайчук М.А. 526
Миронов Ю.П. 487
Михель В.С. 198
Мишакин В.В. 350
Могирева Е.С. 100
Моисеенко Д.Д. 66, 123, 290,
518, 527
Мойсейчик Е.А. 162
Мокрушников П.В. 423
Молчунова Л.М. 322
Мордовской П.Г. 91, 224
Морева Н.А. 148
Морозова В.П. 108
Москвин П.В. 272
Моховиков А.А. 286
Мошков В.Ю. 214, 226, 288
Мудров М.А. 385
Мухортова А.В. 354
Мышляев М.М. 227
Мясищева Г.Г. 328
Мясникова М.В. 305
Мясниченко В.С. 125
- Н**
- Нагибин Г.Е. 337
Надежкин М.В. 145
Назаренко Н.Н. 530
Найден Е.П. 233
Найденкин Е.В. .. 151, 193, 387, 503
Наймарк О.Б. 70, 160, 419, 468
Наркевич Н.А. 280, 282
Насрулин Э.Р. 105
Нейман А.А. 488
Нейфельд В.В. 228
Некрасова М.Ф. 421, 425
Неласов И.В. 219
Немирович-Данченко М.М. 440
Нечаева Е.С. 68
Никалин А.Ю. 228
Никоненко Е.Л. 362, 396
Никонов А.Ю. 104, 126, 531
Нургамит К. 182
Нявро А.В. 200
- О**
- Оборин В.А. 70
Овчаренко В.Е. 283, 286
Овчинников С.В. 214, 226, 288
Окс Е.М. 217
Олейникова Е.В. 206
Орлова Д.В. 173
Орлова Ю.А. 164
Остапенко М.Г. 383, 525
- П**
- Павлов Е.В. 449
Павлюкова Д.В. 508
Пай В.В. 456, 475
Панин А.В. 63, 70, 72, 166,
237, 290, 314, 460
Панин В.Е. 35, 59, 66, 76, 78, 79,
85, 123, 230, 235,
290, 473, 518, 527

- Панин Л.Е. 37, 423, 426, 429
Панин С.В. 53, 66, 73, 79, 90,
122, 291, 388,
395, 464, 473
Пантюхова О.Д. 128
Панченко Е.Ю. 390, 392, 496
Пасенова А.Д. 396
Перевалова О.Б. 166, 237
Перышкин А.Ю. 437, 442
Петракова И.В. 75, 393, 532
Петров В.И. 277
Петрова А.Н. 160
Плехов О.А. 468 517
Плешанов В.С. 61
Плосков Н.А. 174
Поболь И.Л. 534
Полетаев Г.М. 371
Полетика Т.М. 168, 169, 170
Полтаранин М.А. 180, 388, 464
Пономарев А.Н. 205
Пономарева Е.И. 444
Попкова Ю.Ф. 59, 76
Попов О.Н. 251
Попова Н.А. 304, 362, 396
Потапенко М.М. 334
Почивалов Ю.И. 78, 79, 84
Почивалова Г.П. 209, 344, 345, 459
Предтеченская А.В. 425
Прибытков Г.А. 266, 310, 398
Приходько Е.А. 148
Промахов В.В. 292, 356, 489
Псахье С.Г. 36, 102, 106, 115,
116, 118, 126, 129,
134, 155, 212, 378,
403, 433, 444, 450, 531
Пугачева Н.Б. 294, 296, 305
Пшеничников А.П. 168, 170
- Р**
- Рааб Г.И. 503
Радченко А.В. 465
Радченко П.А. 465, 532
Расколенко Л.Г. 466
Раточка И.В. 230, 387
Рахматулина Т.В. 393, 532
Ребецкий Ю.Л. 443
- Ревуженко А.Ф. 82, 439
Резинкина О.А. 337
Репин А.А. 448
Роман Н.В. 129
Романов С.И. 409
Романова В.А. 49, 51, 61, 83,
138, 523
Рубцов В.Е. 178, 400
Рудаков И.В. 447
Ружич В.В. 444, 450
Русин Н.М. 171, 298, 491, 493
Русина Г.Г. 97, 130
Русинов П.О. 231
Рязанцева Н.В. 428
- С**
- Саблина Т.Ю. 300, 301, 401, 402
Савельев Г.И. 328
Савинцев Ю.П. 233
Савинцева С.А. 233
Савченко Н.Л. 260, 279, 300,
301, 303, 401, 402
Савченков Э.А. 187
Самейщева Т.С. 455
Самойленко В.В. 478
Санду Р.А. 198
Санников Е.В. 120
Сараев Ю.Н. 457
Сарычев В.Д. 131
Сафаров И.М. 54, 56
Саяпин В.В. 456
Светлов-Прокопьев Е.П. 328
Севостьянова И.Н. 234, 260, 279,
300, 301, 303
Семухин Б.С. 173, 174, 261, 354
Сергеев В.В. 134, 433
Сергеев В.П. 70, 79, 90, 228, 235,
237, 239, 257, 264, 290,
291, 304, 306, 473, 487
Сергеев О.В. 239, 304, 306
Серова А.Н. 378, 403
Сибиряков Б.П. 42
Сизова О.В. 485
Синебрюхов С.Л. 373
Синякова Е.А. 237
Ситник К.А. 488

- Ситников А.А. 215
Скоренцев А.Л. 298, 493
Скосырский А.Б. 209, 344, 405
Скрипняк В.А. 133, 467
Скрипняк В.В. 133
Скрипняк Е.Г. 133, 467
Скрипняк Н.В. 467
Смирнов С.В. 176, 305
Смирнова Е.О. 176
Смолин А.Ю. 115, 116, 129, 134
Смолин И.Ю. 135, 438, 446,
447, 521
Соковиков М.А. 160, 468
Соловьев А.А. 487
Соловьев В.В. 100
Соловьева Ю.В. 128
Солодушкин А.И. 61
Сонджайтам Н. 291
Сорокова С.Н. 534
Сочугов Н.С. 487
Спирин Д.В. 195, 519
Старенченко С.В. 128
Старенченко В.А. 87, 128, 158,
186, 255
Старостенков М.Д. 371
Степанов Е.И. 337
Степанов И.Б. 266, 310
Степанова Е.Н. 149
Степанова Н.В. 508
Стефанов Ю.П. 117, 436, 448, 449
Стрелкова И.Л. 84
Стрельникова И.Е. 198
Стрельцов С.А. 349
Струков Ю.С. 53
Стручков Н.Ф. 253, 275
Суворов В.Д. 449
Суворов К.А. 206
Сударикова Е.Ю. 198
Сунгатулин А.Р. 239, 306, 473, 487
Сурикова Н.С. 85, 177
- Т**
Табанюхова М.В. 75
Табаченко А.Н. 344, 459
Тагильцева Д.Н. 282
Тарасов С.Ю. 178, 248, 375, 400
- Тверсков А.В. 361
Теплова Т.Б. 100
Теплых А.М. 494
Теплякова Л.А. 87, 180
Тересов А.Д. 263, 269, 272, 488
Терехина А.И. 517
Тимкин В.Н. 307, 331
Тимофеева Е.Е. 392, 496
Тимошенко С.П. 328
Титов В.В. 388
Тихонова О.А. 180
Товпинец А.О. 407
Толмачев А.И. 206, 240, 312
Третьяков М.П. 509
Третьякова Т.В. 511
Тришкина Л.И. 366
Трусов П.В. 68, 98, 108, 137
Трушина Е.Б. 296
Тузиков Ф.В. 429
Тузикова Н.А. 429
Тукеева М.С. 161, 193, 503, 513
Тусупжанов А.Е. 182
Туч Е.В. 461
Тюменцев А.Н. 38, 199, 201,
202, 204, 214,
220, 223, 241, 288,
334, 414, 505, 506
- У**
Уваркин П.В. 312
Уваров С.В. 160, 468
Углов В.В. 269
Удодов В.Н. 120, 140, 195
Уракаев Ф.Х. 233
- Ф**
Фадин В.В. 245, 246, 309
Федорищева М.В. 228, 239, 257,
304, 306, 396
Федоров М.В. 326
Федотенко Т.М. 456
Федотов П.И. 434
Фирсина И.А. 310, 398
Фомин В.М. 197
Фортуна С.В. 206
Фунтиков Ю.В. 328

- Х**
Харинова Н.В. 47
Хатьков Д.Н. 409
Хачатурян В.М. 349
Хлусов И.А. 376
Хмелевский Н.О. 328
Хокер С. 122
Хон Ю.А. 183, 319
Хорев В.С. 323
Худяков Д.С. 75
- Ч**
Чабанец А.А. 240
Чайкина М.В. 411
Чанышев А.И. 184, 449
Чащихин Е.А. 49
Черенда Н.Н. 269
Черепанов В.Н. 200
Черепанов Д.Н. 186
Черепанов О.И. 138, 139
Черепанов Р.О. 138, 139
Черкасова Т.В. 366
Чернов В.М. 199, 334, 414
Чернов И.П. 149
Черных Е.Н. 444
Четверикова А.Г. 358
Чудинов В.В. 160, 468
Чулков А.О. 323
Чумаевский А.В. 255
Чумаченко А.Ю. 148
Чумляков Ю.И. 153, 359, 361,
390, 392, 481, 496
- Ш**
Шакиров И.В. 388
Шанявский А.А. 88
Шаркеев Ю.П. 206, 207, 217,
240, 312, 368,
373, 376, 412
Шашкова В.К. 187
Шашкова Л.В. 187
Шваб Е.А. 49, 51, 535
Швейкин А.И. 137
Шевченко В.С. 233
Шевченко Н.В. 241
Шевяко Н.А. 414
Шестериков Е.В. 72
- Шилько Е.В. 433, 444, 450
Шилько С.В. 291
Шкода О.А. 466
Шляхова Г.В. 207
Шмаков А.Н. 169
Шпигальская Е.О. 140
Шугуров А.Р. 63, 70, 72,
237, 290, 314
- Я**
Яворович Л.В. 434
Яковлев В.И. 215
Яковлев Е.В. 277
Яковлев И.В. 456, 475
Яковлева С.П. 91, 224
- А**
Alavi M. 42
- Ж**
Jankauskas V. 248
- К**
Kloß H. 112, 335
- М**
Maier H. 390, 392, 496
- Ö**
Österle W. 112, 335
- Р**
Piriyayon S. 291, 395
Poowadin T. 291, 464
- Р**
Rouzbehani A. 42
- S**
Schmauder K.S. 51, 122
- W**
Wang Jian-qiang 286
Wnuk M.P. 42
- Y**
Yu Bao-hai 286
Yussif S.A.K. 90
- Z**
Zapolsky H. 183