

Дорогие коллеги!

Мы рады предложить сборник тезисов докладов **Второй Всероссийской конференции по наноматериалам (НАНО-2007)**. В рамках конференции проводится **IV Международный научный семинар «Наноструктурные материалы: Беларусь – Россия»**. Мы посвящаем эту конференцию 50-летию Сибирского отделения РАН.

Первая конференция проходила в Москве в 2004 году под непосредственным руководством академика Н. П. Лякишева. К сожалению, нынешний форум проходит уже без него. Николай Павлович очень хотел, чтобы в России появилась своя, регулярная конференция по наноматериалам.

В Оргкомитет конференции поступило около 470 тезисов докладов как от наших признанных специалистов в этой области, так и от молодых ученых.

Эта конференция, судя по количеству участников и представительности различных регионов, позволит участникам оценить уровень научно-технического развития в области нанотехнологий и наноматериалов в России к 2007 году и соотнести этот уровень с мировым.

Впервые в рамках научной конференции по наноматериалам в России выделена секция «От науки к инновациям», и одна из задач состоит в том, чтобы оценить перспективность предложенных разработок.

Мы надеемся, что все участники НАНО-2007 найдут здесь новые и полезные контакты, которые будут способствовать дальнейшим теоретическим и практическим исследованиям.

В рамках конференции планируется проведение «круглых столов» по наиболее актуальным вопросам развития нанотехнологий, в том числе по очень актуальной проблеме подготовки кадров для подрастающей отрасли нашей экономики.

Желаем всем успеха и плодотворного общения в дни работы конференции.

Оргкомитет НАНО-2007

Конференция проводится при поддержке:

- Российского фонда фундаментальных исследований,
- Президиума Сибирского отделения РАН,
- Администрации Новосибирской области,
- Национального комитета Российской Федерации по механике,
- ЗАО «Новиц».

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ

	Стр.
М.И.Алымов КОНСОЛИДИРОВАННЫЕ ПОРОШКОВЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ КОНСТРУКЦИОННОГО И ФУНКЦИОНАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ	31
Р.А.Андриевский ВОДОРОД В НАНОСТРУКТУРАХ	32
Р. З.Валиев ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ ОБЪЕМНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ С УНИКАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	33
П.А.Витязь ИССЛЕДОВАНИЯ В ОБЛАСТИ НАНОМАТЕРИАЛОВ В БЕЛАРУСИ	34
С.В.Добаткин, Н.П.Лякишев ПЕРСПЕКТИВЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СТАЛЕЙ	35
Ю.А.Захаров, Г.Н.Альтшулер, Н.К.Ерёменко НАНОРАЗМЕРНЫЕ МЕТАЛЛЫ И КОМПОЗИТЫ НА ИХ ОСНОВЕ: ПОЛУЧЕНИЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕМ В РАСТВОРАХ И ПОЛИМЕРНЫХ МАТРИЦАХ, СВОЙСТВА И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРАКТИЧЕСКОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ	36
С.С.Иванчев, А.Н.Озерин НАНОСТРУКТУРЫ В ПОЛИМЕРНЫХ СИСТЕМАХ	37
А.Ф.Ильющенко, В.В.Савич НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПОКРЫТИЯ И ПОРОШКИ В МЕДИЦИНЕ: ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ	38
Ю.Р.Колобов, М.Б.Иванов, В.В.Сирота, О.Н.Иванов СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ БИОКОМПОЗИТОВ	39
М.И.Лернер, С.Г.Псахье, А.Б.Ворожцов, Г.Г.Савельев, Г.Е.Руденский НЕКОТОРЫЕ ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ СРЕД	40
В.Е.Панин, К.В.Фролов, В.П.Сергеев, А.В.Панин, Ю.И.Почивалов НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И НАНЕСЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ: НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ И ИНЖЕНЕРНЫЕ ПРИЛОЖЕНИЯ	41
А.В.Рагуля УСПЕХИ КОНСОЛИДАЦИИ НАНОСТРУКТУРНОЙ ТУГОПЛАВКОЙ КЕРАМИКИ	42
Ю.В.Цветков, Н.В.Алексеев, Ю.В.Благовещенский, А.В.Самохин ТЕРМИЧЕСКАЯ ПЛАЗМА В ТЕХНОЛОГИИ НАНОДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ	43

СЕКЦИЯ I ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОМАТЕРИАЛОВ

А.С.Аронин, Г.Е.Абросимова, С.В.Добаткин, Д.В.Матвеев, О.Г.Рыбченко ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	44
А.Т.Арымбаева, А.И.Булавченко, В.В.Татарчук ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ СИНТЕЗА НАНОЧАСТИЦ ЗОЛОТА В МИЦЕЛЛЯРНЫХ СИСТЕМАХ	45

С.Н. Багаев, Г.Н. Грачев, А.Г. Пономаренко, А.Л. Смирнов, В.Н. Демин, А.В.Окотруб, А.М. Бакланов, А.А. Онищук ЛАЗЕРНЫЙ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОМАТЕРИАЛОВ В СКОРОСТНЫХ ПОТОКАХ ГАЗОВ, ПЕРВЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ МЕТОДА	46
В.П. Бервено, Л.И.Щукин, М.В. Корниевич, С.Ю. Лыршиков, А.В. Бервено, С.Е. Когодеев, У.В. Бервено, П.Ю. Лебедева НАНОФРАГМЕНТЫ МАТРИЦЫ АНТРАЦЕНА: ОСОБЕННОСТИ ОКИСЛЕНИЯ В НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КИСЛОРОДНОЙ ПЛАЗМЕ	47
А.С.Борухович, Н.И.Игнатъева, А.И.Стогний, Ю.А.Федотова, К.И.Янушкевич МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК КОМПОЗИТА EuO:Fe	48
Б.Б. Бохонов, М.Р. Шарафутдинов, Ю.М. Юхин, Б.П. Толочко МОРФОЛОГИЧЕСКИЙ ДИЗАЙН НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ РАЗЛОЖЕНИИ КАРБОКСИЛАТОВ МЕТАЛЛОВ	49
Б.Р.Гельчинский, Л.В.Золотухина, Н.В. Кишкопаров, С.А.Оглезнева, Д.В.Ершов ПОЛУЧЕНИЕ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ МЕДИ И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИМЕНЕНИЯ	50
А.М.Глезер, С.В.Добаткин, М.Р.Плотникова, А.В.Шалимова НАБЛЮДЕНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО ХАРАКТЕРА НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ СВЕРХБОЛЬШИХ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЯХ АМОРФНЫХ СЛАВОВ Ni-Fe-Co-Si-B	51
Е.П.Елсуков, В.В.Иванов,С.В.Заяц, С.Ф.Ломаева ОБЪЕМНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ В СИСТЕМЕ Fe-C, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕХАНИЧЕСКИМ СПЛАВЛЕНИЕМ И МАГНИТНО- ИМПУЛЬСНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ	52
А.Е.Ермаков, М.А.Уймин, А.А.Мысик, Н.В.Мушников, Ю.С.Поносов, В.С.Гавико, Н.Н.Щеголева ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛ-УГЛЕРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ Me@C_m (Me = Ni, Fe, Al, Bi, Ag, Mg, Pd)	53
В.П.Исупов, Л.Э.Чупахина, Р.П.Митрофанова, Е.В.Старикова, В.В.Болдырев, И.С.Аборнев, О.Н.Мартыянов, В.Ф. Юданов СИНТЕЗ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СУПЕРПАРАМАГНИТНЫХ ЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ (Ni, Co) И LiAl - СЛОИСТЫХ ГИДРОКСИДОВ	54
Г.Р.Карагедов, Н.З.Ляхов МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОПОРОШКОВ Fe-, Al- И Y-СОДЕРЖАЩИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ОКСИДА ЦИРКОНИЯ И ИХ СПЕКАНИЕ В ОБЪЕМНЫЙ МАТЕРИАЛ	55
М.И. Карпов, В.И. Внуков, Б.А.Гнесин, Г.Е. Абросимова, Л.А. Фролова, И.С.Терехова, В.П. Коржов, И.И. Ходос ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И УПРОЧНЕНИЕ КОМПОЗИТА Cu-Nb В ИНТЕРВАЛЕ ТОЛЩИН СЛОЕВ 100 - 5 НМ	56
П. А.Классман, Е. Ю.Классман, В. В.Астанин ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКИХ ЛИСТОВ СПЛАВА VT22 С НАНОСТРУКТУРОЙ	57
А.Д.Коротаев НАНОСТРУКТУРНЫЕ И НАНОКОМПОЗИТНЫЕ СВЕРХТВЕРДЫЕ ПОКРЫТИЯ – МЕТОДЫ СИНТЕЗА, ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА	58
М.А.Корчагин РАЗРАБОТКА НАУЧНЫХ ОСНОВ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С КЕРАМИЧЕСКОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗОЙ	59
В.С.Крапошин, П.А.Цыганков, К.О.Базалеева, А.Н.Носырев СТРУКТУРНЫЕ АНОМАЛИИ В ПЛЕНКАХ Ti/Al С ИСКУССТВЕННОЙ МОДУЛИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ	60

С.Н.Кульков, С.П.Буякова СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ НАНОСИСТЕМ НА ОСНОВЕ СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ	61
Ю.А.Курганова, Т.А.Чернышова, Л.И.Кобелева МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ, УПРОЧНЕННЫЕ ЧАСТИЦАМИ КЕРАМИКИ	62
В.Н.Лейцин, М.А.Дмитриева ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ РЕАЛИЗАЦИИ НЕРАВНОВЕСНЫХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ УДАРНОГО СИНТЕЗА НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	63
Л.А.Лукьянчиков, Н.З.Ляхов, Л.А.Мержиевский, Э.Р.Прууэл, К.А.Тен, Р.К.Тухтаев, Б.П.Толочко СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ ПРИ ВЗРЫВЕ АЗИДОВ ТЯЖЕЛЫХ МЕТАЛЛОВ	64
Л.Л. Мейснер, А.И. Лотков, В.П. Сивоха, А.А. Нейман, С.Н. Мейснер, Б.П. Гриценко, В.П. Ротштейн ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА НА ЭФФЕКТЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ПАМЯТИ ФОРМЫ	65
А.М.Мозалев, Г.Г.Горох, А.Н.Плиговка, Ю.В.Глузд ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ МАССИВОВ МЕТАЛЛО-ОКСИДНЫХ НАНОСТРУКТУР С УНИКАЛЬНЫМИ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	66
В.Г.Мягков, Л.Е.Быкова, Г.Н.Бондаренко УЛЬТРАБЫСТРЫЙ ТВЁРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ В ТОНКИХ ПЛЁНКАХ	67
Е.П.Найден, В.А.Журавлев, В.И.Итин, О.Г.Терехова, А.А.Магаева, Ю.Ф.Иванов, Ю.М.Максимов, В.В.Болдырев ПАРАМЕТРЫ СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА ИЗ СОЛЕВЫХ СИСТЕМ	68
И.В.Николаенко, Г.П.Швейкин ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРА И НАНОДИСПЕРСНОГО ОКСИДА ТИТАНА МИКРОВОЛНОВЫМ НАГРЕВОМ ЕГО ГИДРОКСИДА	69
Н.И.Носкова, Н.Ф.Вильданова, Р.В.Чурбаев, Л.Г.Коршунов СТРУКТУРА И СВОЙСТВА, ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ Al-Sn, Al-Sn-Pb	70
В.Е.Овчаренко, С.Г.Псахье, Н.Н.Коваль, Ю.Ф.Иванов ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОМ ОБЛУЧЕНИИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО СПЛАВА	71
С.Н. Овчинникова, А.И. Маслий, В.В.Болдырев ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МАГНИТОТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ CoCu/Cu, NiCu/Cu И CoNiCu/Cu МУЛЬТИСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ	72
А.А.Охлопкова, П.Н.Петрова, А.Г. Парникова, Т.М.Ульянова, О.Ю. Калмычкова НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА	73
В.Е.Панин, С.В.Панин, М.А.Белоцерковский, И.В.Степанова, Е.О.Коваль, Б.Б.Овечкин, С.В.Матренин, В.И.Жорник, А.Г. Ткачев ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ С НАНОСТРУКТУРНЫМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ	74
В.А.Полубояров, Гао Хонг, Чен Меилинг, Ли Джянвей, З.А.Коротаева, Н.З.Ляхов ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАЦИИ КЕРАМИЧЕСКИМИ НАНОДИСПЕРСИЯМИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ СВОЙСТВА	75

В.Г.Пушин, Т.Э.Кунцевич РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СИНТЕЗА ДЛИННОМЕРНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ЛЕНТ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ИСПОЛЬЗУЯ МЕТОД БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА СПИННИНГОВАНИЕМ	76
А.В.Самохин УПРАВЛЕНИЕ ДИСПЕРСНЫМ СОСТАВОМ НАНОПОРОШКОВ, ФОРМИРУЕМЫХ В ПРОЦЕССАХ ПЛАЗМЕННОГО СИНТЕЗА	77
В.Г.Севастьянов, Р.Г.Павелко, Е.П.Симоненко, Ю.С.Ежов, Н.Т.Кузнецов ПОЛУЧЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ФОРМ SiC ПУТЕМ ТЕРМОЛИЗА ПЕРХЛОРКАРБОСИЛАНОВ	78
Е.П.Симоненко, В.Г.Севастьянов, Н.А.Игнатов, Ю.С.Ежов, Н.Т.Кузнецов МОРФОЛОГИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО КАРБИДА ТАНТАЛА	79
Е.П.Симоненко, Ю.П.Галактионов, П.А.Игнатов, В.Г.Севастьянов КОНСТАНТЫ УСТОЙЧИВОСТИ КООРДИНАЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ПЕРСПЕКТИВНЫХ ДЛЯ СИНТЕЗА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОКСИДОВ (ПО ДАННЫМ БАЗЫ SC-DATABASE)	80
Т.Л.Талако, Т.Ф.Григорьева, А.А.Новакова, И.А.Ворсина, А.П.Барина, А.И.Лецко, Т.Ю.Киселева, Н.З.Ляхов, П.А.Витязь МА СВС ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКОМПОЗИТОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИД / ОКСИД	81
О.Г.Терехова, В.И.Итин, А.А.Магаева, Е.П.Найден, Ю.М.Максимов, В.В.Болдырев МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОКСИДНЫХ ПОРОШКОВ ИЗ СОЛЕВЫХ СИСТЕМ	82
В.С.Урбанович ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ	83
А.К.Федотов, Е.А.Стрельцов, С.Е.Демьянов, Д.Финк, А.В.Петров, С.И.Тютюнников НАНОСТРУКТУРЫ В ТРЕКАХ ТЯЖЕЛЫХ ИОНОВ В СИСТЕМЕ Si/SiO₂	84
О.Л.Хасанов, Э.С.Двилис, А.А.Качаев, В.М.Соколов, А.О.Хасанов ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ЧАСТИЦ НАНОПОРОШКОВ	85
Н.Н.Химич, А.А.Бойко, О.Б.Евреин, В.В.Голубков, Л.А.Коптелова, Е.Н.Подденежный ЗОЛЬ-ГЕЛЬ КВАРЦЕВОЕ СТЕКЛО, АКТИВИРОВАННОЕ НАНОЧАСТИЦАМИ ФОСФАТОВ ЛАНТАНОИДОВ	86
В. Н.Чувильдеев, М. Ю.Грязнов, А. Н.Сысоев, В. И.Копылов НОВЫЙ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИЙ СПЛАВ СИСТЕМЫ Al-Si С ЭФФЕКТОМ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	87
Е.Н.Шефтель, О.А.Баных ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В ПЛЁНОЧНЫХ МАГНИТО-МЯГКИХ НАНОКОМПОЗИТАХ Fe-ZrN И Fe-ZrC	88
Е.В.Шляхова, А.В.Окотруб, Н.Ф.Юданов, Л.Г.Булужева СИНТЕЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ Fe, Co И Ni КАТАЛИЗАТОРОВ	89
В.А.Юзова, А.П.Пузырь НОВЫЙ ПОДХОД К ФОРМИРОВАНИЮ НАНОСТРУКТУРНЫХ АЛМАЗНЫХ ПЛЕНОК НА КРЕМНИИ	90
Г.Ю.Юрков, С.П.Губин НАНОЧАСТИЦЫ НА МИКРОГРАНУЛАХ (ОБЗОР).	91
Ю.М.Юхин, Р.К.Тухтаев, М.Н.Новокрещенова, О.А.Логутенко, Т.А.Удалова, Л.И.Афонина СИНТЕЗ СОЕДИНЕНИЙ ВИСМУТА ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ И НАНОМАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ	92

Е.Р.Андриевская, В.П.Смирнов, А.А.Фролов ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР И ФАЗОВЫЕ СООТНОШЕНИЯ В СИСТЕМАХ С ОКСИДАМИ ЦИРКОНИЯ, ИТТРИЯ И ЭРБИЯ	93
С.Ф.Авдеев, О.В.Стогней МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЙ ЭФФЕКТ В ГРАНУЛИРОВАННЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ $Co-Al_2O_n$ и $Co-CaF$	94
С.Ф.Авдеев, О.В.Стогней, А.В.Ситников ВЛИЯНИЕ КИСЛОРОДА НА ПОЛОЖИТЕЛЬНУЮ СОСТАВЛЯЮЩУЮ МАГНИТОРЕЗИСТИВНОГО ЭФФЕКТА В ГРАНУЛИРОВАННЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ $Co-Al_2O_n$	95
А.Н. Алешин, А.М. Арсенкин, С.В. Добаткин ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РОСТА ЗЕРЕН В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ЖЕЛЕЗЕ	96
А.В.Аникина, А.В.Григорьева, Е.А.Гудилин, А.Б.Тарасов, Ю.Д.Третьяков ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ ОДНОМЕРНЫХ НАНОСТРУКТУР ОКСИДА ВАНАДИЯ	97
Т.И.Арбузова, В.Б.Выходец, Б.А.Гижевский, Р.Г.Захаров, Т.Е.Куренных, Л.И.Леонтьев, С.В.Наумов, Э.А.Пастухов, С.А.Петрова, В.П.Пилюгин, А.В.Фетисов, Т.И.Филинкова, А.Я.Фишман ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОКСИДОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	98
Т. А.Аржанова, А.П.Голиков, В.Г.Курявый ПОЛУЧЕНИЕ МЕДНЫХ НАНОЧАСТИЦ НА СТЕКЛОУГЛЕРОДЕ ДВУИМПУЛЬСНЫМ МЕТОДОМ	99
Е.М.Артемьев, М.Е.Артемьев ДЛИННОПЕРИОДИЧЕСКИЕ ПЛОТНОУПАКОВАННЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ В ПЛЁНКАХ СПЛАВА $CoPd$	100
А.П.Астанкова, А.Ю.Годымчук ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВ АЛЮМИНИЯ	101
В.В.Атучин, В.А.Кочубей, В.Н.Кручинин, Л.Д.Покровский, К.В.Рамана ОПТИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ НАНОУПОРЯДОЧЕННЫХ ПЛЕНОК V_2O_5/Si, ПОЛУЧЕННЫХ РЕАКТИВНЫМ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ	102
В.В.Атучин, В.Ш.Алиев, В.Н.Кручинин, Л.Д.Покровский, С.В.Рамана ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ТОНКИХ АМОРФНЫХ ПЛЕНОК ZrO_2/Si, ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ЛУЧЕВОГО РАСПЫЛЕНИЯ С АССИСТИРОВАНИЕМ	103
К.А.Багдасарова, Л.М.Земцов, Г.П.Карпачева, Н.С.Перов, А.В.Максимочкина, Э.Л.Дзидзигури, Е.Н.Сидорова СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ИК-ПИРОЛИЗОВАННОГО ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛА И Gd	104
К.А.Багдасарова, Л.М.Земцов, Г.П.Карпачева, Э.Л.Дзидзигури, Е.Н.Сидорова, Н.С.Перов, А.В.Максимочкина ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ИК-ПИРОЛИЗА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛА, $Fe (Co)$	105
В.А.БАРИНОВ, В.А.ЦУРИН, С.И.НОВИКОВ МЕХАНОСИНТЕЗ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ ФАЗЫ $Fe_{23}V_6$	106
А.А.Батурин, А.И.Лотков, В.Н.Гришков, А.С.Сурков ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	107
В.Е.Бевз, О.Р.Бережная, Т.В.Критская, В.А.Скачков СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ И КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНЫХ И КАРБИДКРЕМНИЕВЫХ МАТРИЦ	108

И.В.Бекетов, Ю.А.Котов, Е.И.Азаркевич ПОЛУЧЕНИЕ НАНОПОРОШКА НИТРИДА АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА ПРОВОЛОКИ	109
О.К.Белоусов, В.В.Вавилова, В.М.Иевлев, С.В.Канныкин, Ю.Е. Калинин, Ю.К.Ковнеристый, С.Б.Кущев, Н.А.Палий, С.А.Показаньева НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА $Al_{87}Ni_{10}Nd_3$ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ФОТОННОЙ ОБРАБОТКЕ	110
Ж.М.Бледнова, Н.А.Махутов, М.И.Чаевский ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИЗ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ (ЭПФ) В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	111
Л.Р.Ботвина, М.И.Алымов, Т.Б.Петерсен, М.Р.Тютин АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО НИКЕЛЯ	112
Б.Б.Бохонов, К.И.Янушкевич СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КАРБИДА NiC_x СИНТЕЗИРОВАННОГО ИЗ НАНОРАЗМЕРНОГО ПОРОШКА НИКЕЛЯ КАПСУЛИРОВАННОГО САЖЕЙ	113
О.А.Булавченко, С.В.Черепанова, С.В.Цыбуля УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ И СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОБАЛЬТА ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ ИЗ ОКСИДОВ	114
А.А.Буздуган, И.С.Чулков, С.А.Гаврилов, Д.Г.Громов КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК НАНОРАЗМЕРНЫХ ТОЛЩИН	115
В.С.Бураков, А.В.Буцень, Е.И.Мосунов, П.Я.Мисаков, А.А.Невар, Н.А.Савастенко, Н.В.Тарасенко ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО РАЗРЯДА В ЖИДКОСТИ	116
В.С.Бураков, П.Я.Мисаков, М.И.Неделько, Н.В.Тарасенко, В.А.Розанцев ФОРМИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ЦИНКА ПРИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ РАЗРЯДАХ В ВОДЕ	117
Т.И.Буряков, А.И.Романенко, О.Б.Аникеева, В.Л.Кузнецов, А.Н.Усольцева, Е.Н.Ткачев ВОЗДЕЙСТВИЕ РАЗЛИЧНЫХ ГАЗОВ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК	118
С.П.Буюкова, С.Н.Кульков СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	119
А.А.Валеева, Д.А.Давыдов, А.И.Горохов, А.А.Ремпель ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕГО ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ МОНООКСИДА ТИТАНА	120
В.А.Варюхин, С.Л.Врочинский, А.И.Герасимчук, Е.А.Мазуренко, А.М.Медведев, А.Г.Моляр МОЛЕКУЛЯРНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСЛОЕВ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПУТЁМ ИМПЛАНТАЦИИ ЦИРКОНИЯ ХИМИЧЕСКИМ ОСАЖДЕНИЕМ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ	121
В.Л.Волков, Г.С.Захарова, Е.Г.Волкова НАНОРАЗМЕРНЫЕ ОКСИДЫ СИСТЕМЫ V_2O_5-V_2O_4	122
А.С.Ворох, Н.С.Кожевникова, А.А.Ремпель РАЗУПОРЯДОЧЕНИЕ В АТОМНОЙ СТРУКТУРЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СУЛЬФИДА КАДМИЯ CdS	123
И.А.Ворсина, Т.Ф.Григорьева, А.П.Барина, Н.З.Ляхов МЕТАЛЛПОЛИМЕРНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ	124

А.И.Галанов, Н.Б.Даниленко, Н.А.Яворовский, Г.Г.Савельев, Я.И.Корнев, П.В.Балухтин ОБРАЗОВАНИЕ НАНО- И МИКРО-ПОРОШКОВ ДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ИМПУЛЬСОВ НА ПРОВОДЯЩЕЙ ЗАГРУЗКИ В ВОДНЫХ РАСТВОРАХ	125
А.И.Галанов, Г.Г.Савельев, Т.А.Юрмазова, М.И.Лернер, Н.В.Сваровская, Л.Каледин, Ф.Теппер СПЕКАНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ МЕДИ	126
П.Н.Гевко, Л.Г.Булужева, А.В.Окотруб, И.В.Юшина ВЛИЯНИЕ БРОМИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ ДВУСТЕННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБ	127
Е.Ю.Герасимов, В.И.Зайковский, С.В.Цыбуля, Л.А.Исупова ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ ДЛЯ ПЕРОВСКИТОВ СОСТАВА $La_{0.2}Ca_{0.8}MnO_{3-x}$	128
С.Л.Гирсова, Н.М.Русин, Т.М.Полетика ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	129
И.С.Глазнев, Ю.И.Аристов ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ПОГЛОЩЕНИЯ ВОДЫ В СИСТЕМЕ «ХЛОРИД КАЛЬЦИЯ, ДИСПЕРГИРОВАННЫЙ В НАНОПОРАХ»	130
А.М.Глезер, И.Е.Пермякова ЯВЛЕНИЕ «ПЛАСТИФИКАЦИИ» АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ПЕРЕХОДЕ ИЗ АМОРФНОГО В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ	131
Г.Г.Горох, А.М.Мозалев, Д.В.Соловей, Б.Г.Шулицкий, В.А.Лабунов СИНТЕЗ УПОРЯДОЧЕННЫХ МАССИВОВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК НА НИКЕЛЕВЫХ КАТАЛИЗАТОРАХ В ПОРАХ АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	132
С.С.Грабчиков, Н.И. Мухуров ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК В МАТРИЦЕ АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	133
Т.Ф.Григорьева, А.А.Новакова, И.А.Ворсина, А.П.Барина, Т.Ю.Киселева, V.Sepelak, K.D.Becker, Н.З.Ляхов МЕХАНОХИМИЧЕСКОЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕ ОКСИДОВ ПРИ ЗНАЧИТЕЛЬНОМ ИЗБЫТКЕ МЕТАЛЛА-ВОССТАНОВИТЕЛЯ	134
В.Н.Гришков, В.И.Копылов ¹ , А.И.Лотков, А.А.Батулин ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{47.3}Fe_{2.7}$ МЕТОДОМ РКП	135
Н.В.Дедов, Э.М. утявин, А.М.Селиховкин, Ю.Н.Сенников ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ ЛИТИЙ МЕТАЛЛ ОКСИДОВ	136
В.Н.Демин, В.С.Данилович, Г.Н.Грачев, А.Л.Смирнов, А.М.Бакланов СИНТЕЗ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ КАРБОНИТРИДА КРЕМНИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЯХ РАЗЛОЖЕНИЕМ ГЕКСАМЕТИЛДИСИЛАЗАНА В ПЛАЗМЕ МОЩНОГО ОПТИЧЕСКОГО РАЗРЯДА	137
А.И.Дерягин, В.Н.Варюхин, В.А.Завалишин, Б.М.Эфрос, Н.Ф.Вильданова, В.В.Сагарадзе, В.А.Ивченко ПРОЦЕССЫ РАССЛОЕНИЯ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В Fe-Cr-Ni СПЛАВЕ ПРИ ТЁПЛОЙ ВИНТОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ	138
Э.Л.Дзидзигури, Е.Н.Сидорова, А.В.Максимочкина РАЗМЕРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ СТРУКТУРНЫХ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ НАНОПОРОШКА НИКЕЛЯ	139
И. А.Дитенберг, А. Н.Тюменцев, А. В.Корзников, А. Н.Табаченко ВЛИЯНИЕ МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ПАРАМЕТРЫ ЗЕРЕННОЙ И ДЕФЕКТНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОЛУЧАЕМЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОСТОЯНИЙ.	140
С.В.Добаткин, П.Д.Одесский, С.В.Шагалина, Е.В.Найденкин, Г.И.Рааб ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 10Г2ФТ С НАНО- И	141

СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

- Е.Ф.Дударев, А.Б.Скосырский, Т.Ю.Малёткина, Н.В.Гирсова, В.Н.Гришков 142
ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРЕДМАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА
- Е.Ф.Дударев, А.Б.Скосырский, Н.В.Гирсова, Т.Ю.Малеткина, Н.В.Гришков, О.А.Кашин 143
ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ, СФОРМИРОВАННОГО ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИКЕЛИДА ТИТАНА
- Б.Н.Дудкин, А.Ю.Бугаева, Г.Г.Зайнуллин, П.В.Кривошапкин, Е.Ф.Кривошапкина 144
КЕРАМИЧЕСКИЙ МАТРИЧНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ, АРМИРОВАННЫЙ АЛЮМООКСИДНЫМ НАНОВОЛОКНОМ
- Б.Н.Дудкин, П.В.Кривошапкин **ВОЛОКНО ГИБРИДНОГО СОСТАВА – РЕЗУЛЬТАТ САМООРГАНИЗАЦИИ ОРГАНО - НЕОРГАНИЧЕСКОГО НАНОКОМПОЗИТА** 145
- Д.В.Дягилев, Ф.В.Титов, А.А.Владимиров, К.А.Бодак, У. В.Шараева, Б.А.Сечкарев 146
ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНЫХ ИОНОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ И МИГРАЦИЮ ПРОДУКТОВ ФОТОХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ В AgHal
- С.В.Еремеев, С.С.Кульков, С.Е.Кулькова **ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ТОНКИХ ПЛЕНОК СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА НА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПОДЛОЖКАХ** 147
- С.М.Жарков **ТВЕРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ В ТОНКИХ ПЛЁНКАХ Al/Au** 148
- В.А.Журавлев, Е.П.Найден, О.А.Доценко **ЗАВИСИМОСТЬ СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ НАНОПОРОШКОВ ГЕКСАФЕРРИТА $Ba_2Zn_2Fe_{12}O_{22} (Zn_2Y)$ ОТ РЕЖИМОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ** 149
- Г.С.Захарова, В.Л.Волков **НОВЫЕ MoO_3 НАНОСТЕРЖНИ** 150
- А.В.Здравков, Л.Ф.Чепик, Н.Н.Химич **ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ МОНОЛИТНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ В СИСТЕМЕ КОМПЛЕКСЫ Ru (2+) – КРЕМНЕЗЕМ** 151
- Т.М.Зима, Н.И.Бакланова, Н.З.Ляхов **СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ЗОЛЕЙ ГИДРАТИРОВАННЫХ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ** 152
- В.М.Иевлев, Е.К.Белоногов, А.А.Максименко **СТРУКТУРА, МИКРОТВЁРДОСТЬ, ПРОЧНОСТЬ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ ПЛЁНОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ Mo-Cu** 153
- В.М.Иевлев, С.Б.Кущев, С.В.Канныкин, С.А.Солдатенко, Е.Н.Федорова **СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ФОТОННОЙ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССОВ** 154
- А.Ф.Ильющенко, Л.В.Судник, С.Б.Виолентий, Ю.А.Мазалов, А.В.Берш **ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ПОРОШКА БЕМИТА** 155
- В.П.Исупов, Л.Э.Чупахина, Р.П.Митрофанова, Е.В.Старикова, И.С. Аборнев, О.Н. Мартьянов, В.Ф. Юданов **ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МЕТАЛЛОВ, РАСПРЕДЕЛЕННЫХ В ОКСИДНОЙ МАТРИЦЕ, С ВОДОЙ** 156
- Р.С.Исхаков, С.В.Комогорцев, Е.А.Денисова, Л.А.Чеканова, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников, Д.Н.Кравцов **МАГНИТНЫЕ КОРРЕЛЯЦИИ В НАНОКОМПОЗИТАХ $(Fe_{41}Co_{39}B_{20})_x(SiO_2)_{1-x}$** 157

Р.С.Исхаков, Л.А.Кузовникова, С.В.Комогорцев, Е.А.Денисова ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ В СИСТЕМЕ Co-Cu	158
Р.С.Исхаков, В.А.Юзова, Л.А.Чеканова, С.В.Комогорцев, О.В.Семенова, С.В.Полочанина СИНТЕЗ И СВОЙСТВА МАГНИТНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ, СОЗДАНЫХ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЕВЫХ МАТРИЦ	159
А.В.Казбанова, П.Н.Кузнецов, Л.И.Кузнецова, А.М.Жижаяев ВЛИЯНИЕ СПОСОБА СИНТЕЗА НА СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА СИСТЕМЫ MoO_4^{2-}/ZrO_2	160
Ю.Е.Калинин, А.М.Кудрин, А.В.Ситников ТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ ($Fe_{68}Tb_{12}Dy_{20}$)-ЦТНСВ	161
Ю.Е.Калинин, И.А.Свито, А.В.Ситников, О.В.Стогней, А.К.Федотов. ТРАНСПОРТНЫЕ ЯВЛЕНИЯ В НАНОКОМПОЗИТАХ МЕТАЛЛ-ДИЭЛЕКТРИК С АМОРФНОЙ СТРУКТУРОЙ	162
О.В.Карунина, Л.И.Скворцова, В.Н.Кирышов ГРАФИТО-ЭПОКСИДНЫЙ ЭЛЕКТРОД ИЗ НАНОРАЗМЕРНОГО УГЛЕРОДНОГО ПОРОШКА В ВОЛЬТАМПЕРОМЕТРИИ ДИОКСИБЕНЗОЛОВ	163
Я.С.Квон, Ю.А.Амелькович, А.П.Ильин УСТОЙЧИВОСТЬ НАНОПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ И ИХ СМЕСЕЙ С НЕОРГАНИЧЕСКИМИ РЕАГЕНТАМИ В ПАРАХ ВОДЫ	164
Б.И.Кидяров ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПО АИЗУ ПРИ НАНО-ГЕНЕЗИСЕ КРИСТАЛЛОВ	165
Ф.В.Кириханцев-Корнеев, Д.В.Штанский, М.И.Петржик, Е.А.Левашов ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И СТОЙКОСТЬ К ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ОКИСЛЕНИЮ ТВЕРДЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ Ti-X-V-N (X=Al, Cr, Si)	166
Г.Е.Коджаспиров, С.В.Добаткин, А.А.Наумов ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА СЛОЕВ ПРИ МНОГОЭТАПНОЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКЕ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ В ЛИСТЕ ИЗ IF-СТАЛИ	167
А.С.Кожемяченко, А.П.Немудрый ИССЛЕДОВАНИЕ КИСЛОРОДНОГО ТРАНСПОРТА В НИКЕЛАТАХ ЛАНТАНА, ИМЕЮЩИХ СТРУКТУРУ СЛОИСТОГО ПЕРОВСКИТА	168
Э.В.Козлов, И.А.Курзина, И.А.Божко, М.П.Калашников, Ю.П.Шаркеев ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ ТИТАНА	169
Ф.Ф.Комаров, Л.А.Власукова, Э.Муноз, Е.Террадо, Н.И.Мухуров, ВБ.Карпович МАССИВЫ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК, ВЫРАЩЕННЫЕ CVD-МЕТОДОМ В ШАБЛОНАХ ИЗ ПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	170
Ф.Ф.Комаров, Н.И.Мухуров, А.В.Мудрый, Л.А.Власукова, А.В.Иванюкович ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ НАНОПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	171
С.В.Комогорцев, Р.С.Исхаков, А.Д.Балаев, А.В.Окотруб, А.Г.Кудашов, Н.А.Момот, С.И.Смирнов ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ МАГНИТНЫХ ПАРАМЕТРОВ В АНСАМБЛЯХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ НАНОЧАСТИЦ Fe_3C КАПСУЛИРОВАННЫХ В УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБКАХ	172
Ю.В.Концевой, Э.А.Пастухов, Е.В.Игнатьева, И.Э.Игнатьев, Р.Г.Захаров, С.А.Петрова ПОЛУЧЕНИЕ СЛОЖНОЙ СТРУКТУРЫ СОВМЕСТНОЙ МЕХАНОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ МНОГОСЛОЙНОЙ СИСТЕМЫ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ ОЛОВЯННАЯ ФОЛЬГА – ШИХТА МЕЛКОДИСПЕРНЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ	173

В.М.Корнев ОТ ЗАМЕДЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ ДО САМОПРОИЗВОЛЬНОГО ДИСПЕГИРОВАНИЯ ТЕЛ С ТРЕЩИНАМИ ПРИ КОНТАКТЕ С ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫМИ ВЕЩЕСТВАМИ	174
Ю.В.Корнеева, А.А.Новакова СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦАХ КАТАЛИЗАТОРОВ В ПРОЦЕССАХ ЭЛЕКТРОДУГОВОГО И ПИРОЛИЗНОГО СИНТЕЗОВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОСТРУКТУР	175
В.О.Коротеев, А.В.Окотруб, Ю.В.Миронов, Ю.В.Шубин, Л.Г.Булушева НАНЕСЕНИЕ СЛОЕВ ДИСУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА НА УГЛЕРОДНЫЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗЛИЧНОЙ КРИВИЗНЫ	176
В.С.Кортов, А.Б.Ермаков, А.Ф.Зацепин, М.А.Уймин, С.В.Никифоров, А.А.Мысик ОСОБЕННОСТИ ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	177
А.В.Коршунов, А.П.Ильин, Г.А.Воронова, Е.Б.Голушкова МАКРОКИНЕТИКА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОРОШКОВ АЛЮМИНИЯ С ВОДОЙ	178
М.Л. Косинова, В.С. Суляева, Ю.М. Румянцев, Н.И. Файнер, В.Г. Кеслер, В.В. Кириенко, Б.М.Аюпов, Е.А. Максимовский, В.С. Данилович, Б.А. Колесов, Ф.А.Кузнецов НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПЛЕНКИ НИТРИДА И КАРБОНИТРИДА БОРА, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ CVD и PECVD	179
Ю.А.Котов, А.В.Багазеев, А.И.Медведев, А.М.Мурзакаев, А.К.Штольц ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОПОРОШКОВ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА ПРОВОЛОКИ	180
С.В.Котомин, В.Е.Древаль, В.Г.Куличихин, Г.Шамбилова РЕОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОЛУЧЕНИЯ МОЛЕКУЛЯРНЫХ КОМПОЗИТОВ	181
Л.И.Кузнецова, П.Н.Кузнецов, А.М.Жижжаев, Е.А.Кутихина ВЛИЯНИЕ ПРОМОТОРОВ Me^{3+} (Fe, Y, Al) НА КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ И ТЕКСТУРНЫЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ СИСТЕМ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ	182
К.В.Кузнецова, К.Ю.Михайлов, Ю.М.Юхин ТЕРМИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ФОРМИАТОВ ВИСМУТА	183
С.Н.Кульков, С.А.Кинеловский ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДИОКСИДЕ ЦИРКОНИЯ ПОДВЕРГНУТОМ ВОЗДЕЙСТВИЮ КУМУЛЯТИВНОЙ СТРУИ	184
С.Н.Кульков, М.В.Кременчугский, А.И.Рачковский, Г.Ю.Сморчков СИНТЕЗ НАНОКЕРАМИКИ МЕТОДАМИ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ	185
И.Ю.Ларин, В.А.Лиопо ПОЛИМЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА БАЗЕ АЛИФАТИЧЕСКИХ ПОЛИАМИДОВ, НАПОЛНЕННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ ГЕОМОДИФИКАТОРАМИ	186
М.Н.Лихацкий, Ю.Л.Михлин ВЛИЯНИЕ СУЛЬФИДНОЙ СЕРЫ НА ВОССТАНОВЛЕНИЕ Au (III) И СВОЙСТВА ОБРАЗУЮЩИХСЯ НАНОЧАСТИЦ	187
В.Г.Макотченко, А.С.Назаров НАНОРАЗМЕРНЫЕ ФОРМЫ РАСШИРЕННОГО ГРАФИТА С ПОВЫШЕННОЙ СОРБЦИОННОЙ ЕМКОСТЬЮ	188
В.А.Мальцев, О.А.Нерушев, С.А.Новопашин, С.З.Сахапов, Д.В.Смовж СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ ПАЛЛАДИЯ НА УГЛЕРОДНОЙ МАТРИЦЕ	189
А.Н.Маратканова, С.Ф.Ломаева, Е.П.Елсуков, А.А.Чулкина СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МЕХАНИЧЕСКИ СПЛАВЛЕННЫХ И ОТОЖЖЕННЫХ КВАЗИБИНАРНЫХ СПЛАВОВ $Fe_{70}Si_xC_{30-x}$	190

Ю.Г.Матейшина, Н.Ф.Уваров, Б.Б.Бохонов, Ю.Т.Павлюхин, У.Лафонт, Э.М.Келдер СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЖНЫХ ОКСИДОВ ЛИТИЯ МЕТОДОМ СЖИГАНИЯ	191
А.Г.Мейлах, И.Э.Игнатъев АКТИВИРОВАННОЕ СПЕКАНИЕ ЖЕЛЕЗНОГО ПОРОШКА НАНОПРОСЛОЙКАМИ НИКЕЛЯ	192
Л.Л.Мейснер, С.Г.Псахье, А.И.Лотков, И.В.Никонова, В.П.Ротштейн, В.В.Раздорский, М.В. Котенко БИОСОВМЕСТИМОСТЬ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЛЕГИРОВАННЫМИ ПОВЕРХНОСТНЫМИ СЛОЯМИ С НАНОСТРУКТУРОЙ	193
Т.П.Милошенко, С.А.Михайленко, Г.Е.Селютин, М.Л.Щипко, О.Ю.Фетисова, В.А.Полубояров ВОЗМОЖНОСТИ СОЗДАНИЯ НАНОДИСПЕРСИЙ УГЛЕЙ, СТАБИЛИЗИРОВАННЫХ В РАСТВОРАХ, И СПОСОБ ОЖИЖЕНИЯ АНТРАЦИТА	194
Ю.П.Миронов, Л.Л.Мейснер, А.И.Лотков, Е.В.Егоренкова ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ЕГО ЛЕГИРОВАНИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОГО ПЛАВЛЕНИЯ	195
Н.Н.Мофа, Р.Г.Абдулкаримова, Т.А.Шабанова, В.А.Глаголев, З.А.Мансуров КОМПОЗИЦИОННЫЕ НАНОСИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО УГЛЕРОДОМ И АЗОТОМ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ	196
В.Ю.Мошков, А.Д.Коротаев, Ю.П.Пинжин, С.В.Овчинников, В.М.Савостиков, Д.П.Борисов ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Si-B-N	197
М.Ю.Мурашкин, А.Р.Кильмаметов, М.А.Никитина, Р.З.Валиев ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	198
В.Г.Мягков, В.С.Жигалов, Л.Е.Быкова, Г.Н.Бондаренко ТВЁРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ В НАНОПЛЁНКАХ	199
А.Н.Надеев, Л.А.Исупова, И.С.Яковлева, Г.Н.Крюкова, С.В.Цыбуля УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В $La^{3+}_{1-x}Ba^{2+}_xFeO_{3.5}$ ($0 < x < 1$) СИСТЕМЕ	200
В.Г.Назаров ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУР ПРИ ФТОРИРОВАНИИ ПОЛИМЕРОВ	201
В.А.Неронов, О.И.Ломовский, Д.В.Дудина БОРСОДЕРЖАЩИЕ И ДРУГИЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ. НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ СИНТЕЗА	202
Т.А.Нефедова, А.В.Агафонов, О.И.Давыдова, А.Г.Захаров ЭЛЕКТРОРЕОЛОГИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ НОВЫХ МЕЗОСТРУКТУРИРОВАННЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiO_2	203
А.С.Нечепуренко, С.И.Ткачук, С.А.Пшенников ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В СИСТЕМЕ Ti-C-N	204
С.И.Новиков, В.А.Баринов, В.А.Цуриц ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ И СВЕРХТОНКИХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ NiZn-ФЕРРИТА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ИЗМЕЛЬЧЕНИИ	205
Н.И.Носкова, Н.Ф.Вильданова, Р.В.Чурбаев, И.А.Перетурина СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ И ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ	206

С.В.Овчинников, А.Д.Коротаев, Ю.П.Пинжин, А.Н.Тюменцев, В.Ю.Мошков, Д.П.Борисов, В.М.Савостиков	СТРУКТУРА СВЕРХТВЁРДЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НИТРИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ	207
Р.Г.Павелко, В.Г.Севастьянов, А.А.Васильев, А.В.Шелаев, Н.Т.Кузнецов	СИНТЕЗ ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ SnO ₂ -SiC ДЛЯ ХИМИЧЕСКОГО ДЕТЕКТИРОВАНИЯ МЕТАНА	208
Р.Г.Павелко, В.Г.Севастьянов, В.И.Якимов, Н.Т.Кузнецов	СИНТЕЗ КАРБИДА КРЕМНИЯ ЧЕРЕЗ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫЕ ФОРМЫ УГЛЕРОДА	209
А.В.Панин, М.В.Леонтьева-Смирнова, В.М.Чернов, В.Е.Панин, Ю.И.Почивалов, Е.А.Мельникова	ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 НА ЕЕ МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ	210
А.В.Панфилов, А.В.Петрунин, А.А.Панфилов Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева	ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С КЕРАМИЧЕСКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ	211
В.А.Парфенов, И.В.Пономаренко, С.Д.Кирик	ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЗОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СИЛИКАТОВ В ПРИСУТСТВИИ «ТЯЖЕЛЫХ» СПИРТОВ	212
Н.В.Подвальная, В.Л.Волков, И.Г.Григоров	НАНОРАЗМЕРНЫЕ СТРУКТУРЫ ПОЛИВАНАДАТОВ КАЛИЯ	213
Д.В.Пономарев, А.И.Пушкарев, Г.Е.Ремнев	СИНТЕЗ НАНОРАЗМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ОКСИДОВ (SiO ₂) _x (TiO ₂) _{1-x}	214
В.Г.Пономарева, Г.В.Лаврова	ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ SiO ₂ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОТОННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ	215
В.Г.Пушин	ДЕФОРМАЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	216
Ал.А.Ремпель, В.В.Иванов, С.Н.Шкерин ¹ , В.Р.Хрустов, А.С.Липилин, А.В.Никонов	ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ТВЕРДОГО ЭЛЕКТРОЛИТА НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ С СУБМИКРОННОЙ СТРУКТУРОЙ	217
Л.Л.Рохлин, С.В.Добаткин, Ю.Эстрин, М.В.Попов, В.Н.Тимофеев, Т.В.Добаткина, Н.И.Никитина, И.Е.Тарытина	ФОРМИРОВАНИЕ НАНО- И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ХОДЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Mg-Al-Ca	218
В.В.Руднева, Г.В.Галевский	ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ	219
В.В.Руднева, Г.В.Галевский	СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРООСАЖДАЕМЫХ ПОКРЫТИЙ С НАНОПОРОШКОМ КАРБИДА КРЕМНИЯ	220
С.И.Садовников, Н.С.Кожевникова, А.А.Ремпель	КИНЕТИКА РОСТА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОПЛЕНОК СУЛЬФИДА СВИНЦА PbS	221
М.Н.Сарасеко, Н.Ф.Шибкова	СВОЙСТВА ПЬЕЗОКЕРАМИКИ, ЛЕГИРОВАННОЙ ХИМИЧЕСКИ ОСАЖДЕННЫМИ МЕДЬЮ И НИКЕЛЕМ	222
В.Г.Севастьянов, М.А.Чистяков, Е.П.Симоненко, Н.Т.Кузнецов	СИНТЕЗ КООРДИНАЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ БАРИЯ, СТРОНЦИЯ И СВИНЦА ДЛЯ	223

**ПОЛУЧЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ С ЗАДАННЫМ
СООТНОШЕНИЕМ КОНЦЕНТРАЦИЙ МЕТАЛЛОВ**

- Н.А.Секушин, И.В.Пиир **ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОНОПРОВОДЯЩИХ
ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $\text{Bi}_2\text{Mg}_{(1-x)}\text{Cu}_x\text{Nb}_2\text{O}_9$ И ИХ ЭКВИВАЛЕНТНАЯ СХЕМА** 224
- Г.Е.Селютин, В.А.Ворошилов, Ю.Б.Гаврилов, В.А.Полубояров, В.А.Захаров, В.Е.Никитин 225
**НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА ПОД
ВОЗДЕЙСТВИЕМ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОДИСПЕРСИЙ**
- Б.С.Семухин, В.П.Демкин, С.В.Мельничук **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ В Si, ПОЛУЧАЕМЫХ В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО
РАЗРЯДА** 226
- А.А.Сивков, А.С.Сайгаш, Д.И.Герасимов, Р.Р.Шарипов, С.И.Привезенцев 227
**ДИНАМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРШКООБРАЗНЫХ
КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА**
- О.Н.Сидельникова, А.Н.Саланов, А.И.Маслий **МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ
МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ СТЕКЛА, ОБРАБОТАННОГО НОВОЙ МАТИРУЮЩЕЙ
ПАСТОЙ** 228
- Е.П.Симоненко, Р.Г.Павелко, Н.С.Иконников, В.И.Перепеченых, Н.А.Игнатов,
Н.П.Симоненко, В.Г.Севастьянов, Н.Т.Кузнецов **МОРФОЛОГИЯ
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МИКРОПОРОШКОВ СОЕДИНЕНИЙ $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$, $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$,
 $\text{Nd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ И $\text{Nd}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В КАЧЕСТВЕ СОРБЕНТОВ** 229
- И.А.Симонова, Ю.И.Аристов **ИЗМЕНЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ГИДРАТАЦИИ НИТРАТА
ЛИТИЯ ПРИ ДИСПЕРГИРОВАНИИ В МЕЗОПОРАХ СИЛИКАГЕЛЯ** 230
- В.А.Скачков, А.В.Карпенко, В.И.Иванов **ПОЛУЧЕНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ
НИЗКОПЛОТНОГО УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА** 231
- А. И.Скворцов, В. М.Кондратов **МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ ЦИНК-
АЛЮМИНИЙ, СООТВЕТСТВУЮЩИХ ОБЛАСТИ РАССЛОЕНИЯ ГЦК-ФАЗЫ** 232
- В.В.Слабко, Н.Э.Лямкина, Г.А.Чиганова **ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ
ПОРОШКОВ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ДОПИРОВАННОГО ИОНАМИ ХРОМА** 233
- Т.П.Смирнова, В.В.Каичев, Л.В.Яковкина, В.И.Косяков, С.А.Белошапкин, М.С.Лебедев,
В.А. Гриценко **НАНОКОМПОЗИЦИЯ HfO_2/Si : СОСТАВ И СТРУКТУРА** 234
- О.П.Солоненко, В.А.Полубояров, А.Е.Лапин, З.А.Коротаева, А.Н.Черепанов **ВЛИЯНИЕ
КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОДИСПЕРСИЙ НА ФОРМУ СПЛЭТОВ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ
НАПЫЛЕНИИ ПОДСЛОЕВ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ** 235
- А.И.Сошников, К.В.Гоголинский, В.Н.Решетов, А.С.Усеинов, В.Ф.Кулибаба 236
**МОДИФИЦИРОВАНИЕ НАНОПЛЕНОК ПУТЕМ МЕХАНИЧЕСКОГО И
ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ АЛМАЗНЫМИ ЗОНДАМИ СЗМ**
- А.В.Спирин, В.В.Иванов, А.С.Липилин, С.Н.Паранин, В.Р.Хрустов, С.Н.Шкерин,
В.Д.Журавлев **ФОРМИРОВАНИЕ ДВУХСЛОЙНОЙ ТРУБЧАТОЙ
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ YSZ/LSM СОВМЕСТНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ И
СПЕКАНИЕМ ПОЛИМЕР-КЕРАМИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ИЗ НАНОПОРОШКОВ** 237
- С.В.Столяр, Ю.Л.Гуревич, В.П.Ладыгина, Р.С.Исхаков, П.П.Пустошилов, О.А.Баюков 238
**ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ БАКТЕРИАЛЬНОГО ФЕРРИГИДРИТА В РЕЗУЛЬТАТЕ
ТЕРМООБРАБОТКИ**
- В.В.Татарчук, А.И.Булавченко, И.А.Дружинина, А.Т.Арымбаева **НЕКОТОРЫЕ
КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И ОКИСЛИТЕЛЬНОГО** 239

РАСТВОРЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ ЗОЛОТА И СЕРЕБРА В МИЦЕЛЛАХ ПАВ

Л.О.Толбанова ОКИСЛЕНИЕ СМЕСЕЙ НАНОПОРОШКОВ АЛЮМИНИЯ И МОЛИБДЕНА ПРИ НАГРЕВАНИИ В ВОЗДУХЕ	240
Б.П.Толочко, В.М.Титов, А.П.Чернышев, К.А.Тен, Э.Р.Прууэл, И.Л.Жогин, П.И.Зубков, Н.З.Ляхов, Л.А.Лукьянчиков, М.А.Шеромов ПОЛУЧЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ АЛМАЗА В УГЛЕРОДНОЙ МАТРИЦЕ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА АДАМАНТАН	241
Б.П.Толочко, В.М.Титов, А.П.Чернышев, К.А.Тен, Э.Р.Прууэл, И.Л.Жогин, П.И.Зубков, Н.З.Ляхов, Л.А.Лукьянчиков, М.А.Шеромов РЕЛАКСАЦИЯ СТРУКТУРЫ НАНОЧАСТИЦ АЛМАЗА В ПЕРВЫЕ МИНУТЫ ПОСЛЕ ДЕТОНАЦИОННОГО СИНТЕЗА	242
Б.П.Толочко, В.М.Титов, А.П.Чернышев, К.А.Тен, Э.Р.Прууэл, И.Л.Жогин, П.И.Зубков, Н.З.Ляхов, Л.А.Лукьянчиков, М.А.Шеромов ДЕТОНАЦИОННЫЙ СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ СПЛАВА BiPb	243
Б.П.Толочко, В.М.Титов, А.П.Чернышев, К.А.Тен, Э.Р.Прууэл, И.Л.Жогин, П.И.Зубков, Н.З.Ляхов, Л.А.Лукьянчиков, М.А.Шеромов ГИДРОДИНАМИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ УПРАВЛЕНИЯ ДЕТОНАЦИОННЫМ СИНТЕЗОМ НАНОЧАСТИЦ АЛМАЗА	244
И.Б.Троицкая, Т.А.Гаврилова, В.Г.Костровский, Л.Д.Покровский, В.В.Атучин МИКРОМОРФОЛОГИЯ И СТРУКТУРА НАНОСТЕРЖНЕЙ НА ОСНОВЕ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО ОКСИДА МОЛИБДЕНА (VI)	245
А.В.Труханов, С.Г.Стёпин СИНТЕЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАНГАНИТА $\text{La}_{0.50}\text{Ba}_{0.50}\text{MnO}_3$ МОДЕРНИЗИРОВАННЫМ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ МЕТОДОМ	246
Н.В.Трушкин, В.П.Бервено, Л.В.Брюховецкая, С.Ю.Лырщиков ФОРМИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ МЕДИ НА УГЛЕРОДНОМ ВОЛОКНЕ	247
Л.Н.ТРУШНИКОВА, В.В.СОКОЛОВ, В.В.БАКОВЕЦ, Ю.И.ВЕСНИН, Т.Д.ПИВОВАРОВА ПОЛУЧЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОКСИДОВ ЦЕРИЯ, МЕДИ, КОБАЛЬТА И НИКЕЛЯ	248
В.С.Урбанович, Р.А.Андриевский, С.С.Турбинский, К.И.Янушкевич СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ КРЕМНИЯ И ТИТАНА, СПЕЧЕННЫХ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ	249
Н.И.Файнер, Ю.М.Румянцев, М.Л.Косинова, Е.А.Максимовский, Б.М.Аюпов, Ф.А.Кузнецов, В.Г.Кеслер, В.В.Кириенко СИНТЕЗ LOW-к ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И ОПТИЧЕСКИХ ЗАЩИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПЛЕНОК КАРБОНИТРИДА КРЕМНИЯ	250
Ю.А.Федотова, Ю.Е.Калинин, А.К.Федотов, А.В.Залесский, Ю.Нечай УПРАВЛЕНИЕ ПОРОГОМ ПЕРКОЛЯЦИИ В ГРАНУЛИРОВАННЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ $\text{FeCoZr-Al}_2\text{O}_3$ ПОСРЕДСТВОМ ВНЕДРЕНИЯ КИСЛОРОДА И ВОДОРОДА	251
Т.Н.Фетисова, В.Р. Мироллюбов, С.Ф.Катышев ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК SnO_2 МЕТОДОМ ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ	252
Л.В.Фомина, С.А. Безносюк, С.Е. Лебеденко, М.В.Нецветаев ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСЛОЕВЫХ СТРУКТУР ВЫПРЯМЛЯЮЩИХ КОНТАКТОВ A^3V^5- A^3V^6-М	253
Б.М.Фрейдин, И.Г.Колесникова, Ю.В.Кузьмич, В.И.Серба, В.Г.Коротков, С.И.Ворончук ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОПОРОШКОВ СИСТЕМЫ Fe-Co В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ИХ ФОРМИРОВАНИЯ	254
О.А.Харламова, Р.П.Митрофанова, В.П.Исупов СИНТЕЗ НАНОРАЗМЕРНОГО $\gamma\text{-LiAlO}_2$	255
О.Л.Хасанов, Э.С.Двилис, В.М.Соколов СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ	256

**МАТЕРИАЛОВ, СКОМПАКТИРОВАННЫХ ИЗ НАНОПОРОШКОВ ПОД
УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ**

- И.В.Хомская, В.И.Зельдович, Е.В. Шорохов, Н.Ю.Фролова, А.Э.Хейфец, И.Н.Жгилев 257
**ДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕДИ МЕТОДОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ С
ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ**
- Л.А.Чеканова, Р.С.Исхаков, Е.А.Денисова, Н.С.Безруких, Е.П.Матюшевская, 258
О.А.Баюков, В.К.Мальцев **НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПОРОШКИ $Al_2O_3/Co_{100-x}P_x$ И
 $Al_2O_3/(Fe_\gamma Ni_{1-\gamma})_{98}P_2$: СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА**
- И.Ф.Червоный, С.Г.Егоров, Р.Н.Воляр **АНАЛИЗ ТЕПЛОВЫХ УСЛОВИЙ 259
ВЫРАЩИВАНИЯ НА ВРЕМЯ ЖИЗНИ Н.Н.З. В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ**
- И.Ф.Червоный, С.Г.Егоров, Р.Н.Воляр **ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОВОЙ ИСТОРИИ 260
МОНОКРИСТАЛЛА КРЕМНИЯ НА ВРЕМЯ ЖИЗНИ Н.Н.З.**
- В.В.Чердынцев, С.Д.Калошкин, Е.В.Шелехов, В.Д.Данилов **МЕХАНОАКТИВАЦИОННОЕ 261
ПРИГОТОВЛЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ
КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ДЛЯ ПОЛИМЕРМАТРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ**
- О.П.Черногорова Е.И.Дроздова, Н.А.Бульенков, И.Н.Потапова **МОРФОЛОГИЯ И 262
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕРХТВЕРДЫХ УГЛЕРОДНЫХ ЧАСТИЦ,
ПОЛУЧЕННЫХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В СИСТЕМЕ "МЕТАЛЛ-ФУЛЛЕРИТ"**
- Е.Н.Шефтель, Г.Ш.Усманова, П.К.Кесарева, С.И.Утицких, Н.С.Перов, Е.Е.Шалыгина, М. 263
Инуе, Р.Фуджикава **СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОЧНОГО
МАГНИТОМЯГКОГО НАНОКОМПОЗИТА $Fe-3\%ZrN$**
- И.В.Шишковский, А.Л.Петров, М.В.Кузнецов, Ю.Г.Морозов, В.И.Щербаков 264
**НАНОСТРУКТУРНЫЕ ОБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПОСЛОЙНОМ ЛАЗЕРНОМ СПЕКАНИИ
РЕАКЦИОННО-СПОСОБНЫХ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ**
- Е.В.Яроцкая, Т.Ю.Саблина, А.Г.Мельников, С.Н.Кульков **ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ 265
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПОРОШКА ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПОСЛЕ ОТЖИГА И
МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ**

СЕКЦИЯ II. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

- А.И.Анчаров, Т.Ф.Григорьева, А.П.Барина, В.В.Болдырев **ФАЗООБРАЗОВАНИЕ ПРИ 266
ВЗАИМОДЕЙСТВИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ И
ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ С ЖИДКИМИ ГАЛЛИЕВЫМИ ЭВТЕКТИКАМИ. ИЗУЧЕНИЕ С
ПОМОЩЬЮ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ**
- А.М.Бакланов, Н.А.Иванова, Г.А.Махов **КОМПЛЕКС ПРИБОРОВ И МЕТОДИК ДЛЯ 267
ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ**
- Б.Б.Бохонов, М.А.Корчагин **ОБРАЗОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ ТИПА 268
«ЯДРО-ОБОЛОЧКА» ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТЖИГЕ МЕХАНИЧЕСКИ
АКТИВИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИЙ**
- И.Г.Бродова, Е.В.Шорохов, И.И.Жгилев, Т.И.Яблонских, В.В.Астафьев, И.Г.Ширинкина, 269
О.В.Антонова **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОБЪЁМНЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ АІ
СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ**
- В.А.Быков **МЕЖДИСЦИПЛИНАРНЫЙ ПОДХОД В РАЗВИТИИ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ 270
СОЗДАНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОМАТЕРИАЛОВ**

И.Г.Григоров, Л.Н.Ромашев, Ю.Г.Зайнулин, В.В.Устинов СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ 3-D ИЗОБРАЖЕНИЯ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ	271
К.В.Григорович, П.В.Красовский, Ю.В.Благовещенский, Л.В.Уланская ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФОРМ ПРИСУТСТВИЯ КИСЛОРОДА В НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКАХ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА	272
Э.М.Мороз, Д.А.Зюзин РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ В ОПРЕДЕЛЕНИИ ЛОКАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ НАНОМАТЕРИАЛОВ	273
А.А.Новакова, Т.Ю.Киселева МЕТОДИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ СТРУКТУРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ МАТЕРИАЛОВ	274
И.В.Пономаренко, В.А.Парфенов, С.Д.Кирик РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕЗОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ	275
Г.И.Рааб МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	276
Б.П.Толочко, В.М.Титов, А.П.Чернышев, К.А.Тен, Э.Р.Прууэл, И.Л.Жогин, П.И.Зубков, Н.З.Ляхов, Л.А.Лукьянчиков, М.А.Шеромов ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ В КАЧЕСТВЕ НАНОЗОНДОВ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОФИЛЯ КОНЦЕНТРАЦИИ КИСЛОРОДА ЗА ФРОНТОМ ДЕТОНАЦИОННОЙ ВОЛНЫ	277
С.В.Цыбуля, С.В.Черепанова ОСОБЕННОСТИ РЕНТГЕНОВСКИХ ДИФРАКЦИОННЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СИСТЕМ	278
Р.Г.Абдулкаримова, Н.Н.Мофа, Т.А.Шабанова, М.А.Бийсенбаев, З.А.Мансуров ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ КВАРЦ-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИТОВ	279
О.Г.Абросимов, Э.М.Мороз, А.Л.Чувиллин Z-ТОМОГРАФИЯ – НОВЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ КАТАЛИЗАТОРОВ	280
Б.А.Алексашин, А.В.Солонинин, А.В.Королев, В.П.Дякина, Е.Н.Попова, Е.П.Романов, С.В.Сударева ИЗУЧЕНИЕ МЕТОДАМИ ЯМР И МАГНИТНОЙ ВОСПРИИМЧИВОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ СЛОЕВ Nb₃Sn В КОМПОЗИТАХ Nb/Cu-Sn РАЗНОЙ КОНСТРУКЦИИ	281
Р.А.Андриевский, Г.В.Калинников ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КАРБИДОБОРИДНЫХ ПЛЕНОК	282
У.В.Анчарова; А.И.Анчаров; Н.З.Ляхов; А.П.Немудрый; Е.Б.Пятилетова; О.А.Савинская; С.В.Цыбуля ИССЛЕДОВАНИЯ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ КИСЛОРОД-ПРОВОДЯЩИХ ПЕРОВСКИТОВ НА СИНХРОТРОННОМ ИЗЛУЧЕНИИ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ	283
В.А.Баринов, В.А.Цурин, С.И.Новиков, И.Р.Шеин, В.Т.Суриков МЕССБАУЭРОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ БЛИЖНЕГО АТОМНОГО ПОРЯДКА В ПОРОШКАХ Fe₂V	284
А.С.Батулин, Е.В.Заведеев, В.Д.Фролов, А.А.Чуприк ВОЗМОЖНОСТИ СТМ И АСМ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ АЛМАЗОПОДОБНЫХ α-C:H ПЛЁНОК	285
О.В.Белоусов, Р.В.Борисов, Ю.В.Салтыков ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОПОРОШКОВ ПАЛЛАДИЯ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ	286
В.А.Белоусов, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников, А.К.Федотов МАГНИТОТЕРМОЭДС НАНОКОМПОЗИТОВ Co-Al₂O_n + O₂	287

В.С. Бондарев, М.В. Горев и К.С. Александров ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА ТЕПЛОЕМКОСТЬ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКА – РЕЛАКСОРА $PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O_3$	288
С.Н.Варнаков, J.Bartolome, J.Sese, С.Г.Овчинников, С.В.Комогорцев, А.С.Паршин, Г.В.Бондаренко РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ И НАМАГНИЧЕННОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ ПЛЕНОЧНЫХ НАНОСТРУКТУР $(Fe/Si)_n$	289
Р.Л.Вережинская ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА В ПОРИСТОМ СТЕКЛЕ ПО ДАННЫМ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ	290
Н.Н.Гаврилов, И.С.Ларионова, А.В.Окотруб ИССЛЕДОВАНИЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ФУНКЦИИ НАНОАЛМАЗНЫХ ПОРОШКОВ В НИЗКОЧАСТОТНОМ ДИАПАЗОНЕ	291
С.Д.Гилев, В.И.Мали ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ В СМЕСЯХ ПОРОШКОВ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ	292
И.Г.Григоров, Н.А.Хлебников, Е.В.Поляков, С.В.Борисов, В.Н. Красильников, Л.Н.Ромашев, Ю.Г.Зайнулин МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ РЭМ И СЗМ	293
И.Г.Григоров, Л.Н.Ромашев, Б.В.Логинов, Ю.Г.Зайнулин ОЦЕНКА РАЗРЕШАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ СКАНИРУЮЩЕГО ЗОНДОВОГО МИКРОСКОПА СММ2000АТ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ СКАНЕРОВ РАЗНОЙ КОНСТРУКЦИИ	294
М.Г.Демидова, А.И.Булавченко и А.В.Алексеев ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ МЕТОДОВ АНАЛИЗА ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ ХРОМАТОВ СЕРЕБРА И СВИНЦА В ОБРАТНОМИЦЕЛЛЯРНЫХ СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ TRITON N-42 И АОТ	295
Ю.С.Дзязько, Ю.П.Гомза, С.Д.Несин ДИАГНОСТИКА ФОСФАТСОДЕРЖАЩИХ НАНОМАТЕРИАЛОВ ПРИ ПОМОЩИ МЕТОДОВ МАЛОУГЛОВОГО РЕНТГЕНОВСКОГО РАССЕЯНИЯ И ИМПЕДАНСНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ	296
Л.Е.Евсеева, С.А.Танаева ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ ЭПОКСИДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ С УГЛЕРОДНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ $-150^{\circ}C$ ДО $150^{\circ}C$	297
С.В.Еремеев, Г.Г.Русина, С.Д.Борисова, Е.В.Чулков ЭЛЕКТРОН-ФОНОННОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В МОНОСЛОЕ НАТРИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ $Cu(111)$	298
А.В.Еськов, В.И.Яковлев, А.В.Афанасьев, П.В.Болдырев КОМПЛЕКС ОПТИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ ПРОЦЕССА ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ НАНО ПОКРЫТИЙ	299
И.М.Иванов, А.И.Булавченко КАЛОРИМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАСТВОРЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ ГАЛОГЕНИДОВ СЕРЕБРА В ОБРАТНЫХ МИЦЕЛЛАХ АОТ И В ВОДНЫХ РАСТВОРАХ	300
Е.В.Ивченко, А.П.Астанкова, В.В.Погребенкова, Е.О.Клименко, В.В.Ан, Ш. де Изарра ИССЛЕДОВАНИЕ АКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ НАНОПОРОШКОВ С ПОМОЩЬЮ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНО-ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА И ТЕРМОАКУСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА	301
А.Ф.Ильющенко, Л.П.Пилиневич, В.В.Савич, М.В.Тумилович МЕТОД И УСТРОЙСТВО ДЛЯ ДИСПЕРГАЦИИ И КЛАССИФИКАЦИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ	302
Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников, К.А.Ситников МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ МУЛЬТИСЛОЙНЫХ СТРУКТУР КОМПОЗИТ-ПОЛУПРОВОДНИК	303

О.А.Когтенкова, Б.Б.Страумал, С.Г.Протасова, Т.Чеппе, П.Земба	304
ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И НАБЛЮДЕНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ Al-Zn С ПОМОЩЬЮ ВЫСОКОРАЗРЕЩАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ	
С.А.Максименко, П.П. Кужир, А.В.Мадьяров, А.Н.Немиленцев, Д.С.Быченков, А.В.Гусинский, О.В.Руховец, В.Л.Кузнецов, И.Н.Мазов, С.И.Мосеенков, О.Шендерова	305
РАССЕЯНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЛН УГЛЕРОДНЫМИ НАНОКОМПОЗИТАМИ В СВЧ ДИАПАЗОНЕ	
Л.Ю.Немирович-Данченко, С.В.Еремеев, С.Е.Кулькова	306
ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА МЕТАЛЛ-ОКСИД	
Н.И.Носкова, Р.В.Чурбаев, Н.Ф.Вильданова, Л.А.Земнухова	307
СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА	
Е.В.Пестряков, В.В.Петров, А.В.Лаптев, М.А.Мерзляков, В.И.Трунов, А.В.Кирпичников	308
ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ С ЛАЗЕРНЫМИ НАНОКЕРАМИКАМИ	
С.Л.Ратушняк	309
КОНТРОЛЬ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ В СВЯЗИ С ПРОЦЕССОМ ИХ СТАРЕНИЯ	
А.Г.Рябенко, Т.Н.Мороз, В.Г.Костровский	310
РЕЗОНАНСНЫЕ СПЕКТРЫ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ СВЕТА С ВОЗБУЖДЕНИЕМ В БЛИЖНЕЙ ИК ОБЛАСТИ УГЛЕРОДНЫХ ОДНОСТЕННЫХ НАНОТРУБОК В ВЗВЕСЯХ, ПОДВЕРГНУТЫХ РАЗЛИЧНЫМ ДОЗАМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ	
Н.А.Секушин, Б.А.Голдин, Е.И.Мизев, М.И.Морохин	311
СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И СВЧ СПЕКТРЫ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ (Al, Cr, Fe)₂O₃	
В.И.Суслев, Е.П.Найден, О.А.Доценко, Е.Ю.Коровин	312
ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОПОРОШКОВ ГЕКСАФЕРРИТОВ НА СВЕРХВЫСОКИХ ЧАСТОТАХ	
С.И.Трашкеев, Г.Н.Грачев, Г.А.Поздняков	313
МЕТОДЫ ВИЗУАЛИЗАЦИИ И УПОРЯДОЧЕНИЯ НАНОБЪЕКТОВ В ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СРЕДЕ	
А.К.Федотов, А.В.Ларькин, Ю.А.Федотова, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников	314
АДМИТТАНС-СПЕКТРОСКОПИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ (Co_{0.45}Fe_{0.45}Zr_{0.10})_x(Al₂O₃)_{1-x}	
И.Б.Целлермаер, Ю.Ф.Иванов, С.В.Коновалов, В.Е. Громов	315
ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВАЯ МОДИФИКАЦИЯ КАРБИДНОЙ ПОДСИСТЕМЫ НА НАНОМАШТАБНОМ УРОВНЕ	
Т.А.Шабанова, З.А.Мансуров	316
ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СИНТЕЗИРОВАННОГО УГЛЕРОДИСТОГО НАНОВЕЩЕСТВА	
Н.П.Шапкин, В.В.Баженов, Ю.Н.Елькин, А.И.Чередниченко, И.В.Свистунова, В.Г.Курявый	317
ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛЕНКИ ПОЛИХРОМХЕЛАТООРГАНОСИЛОКСАНА - ГИБРИДНОГО НАНОМАТЕРИАЛА	
К.И.Шефер, С.В.Цыбуля, С.В.Черепанова, Э.М.Мороз	318
РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГИДРОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ	
И.Г.Ширинкина, И.Г.Бродова, О.В.Антонова	319
ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИДОВ В Al- СПЛАВАХ С ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ ПОСЛЕ ИПД	

Д.А.Яценко, С.В.Цыбуля, Т.Ф.Григорьева, В.В.Болдырев **РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СПЛАВЛЕНИИ ТИТИНА И АЛЮМИНИЯ** 320

СЕКЦИЯ III ОТ НАУКИ К ИННОВАЦИЯМ

Е.Г.Аввакумов, Л.Г.Каракчиев, А.А.Гусев, О.Б.Винокурова **МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ДИСПЕРСНЫХ ОКСИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ РАЗЛИЧНОГО ФУНКЦИОНАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ** 321

В.П.Алёхин **ФИЗИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЁМНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА МАССИВНЫХ ИЗДЕЛИЯХ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ** 322

И.П.Арсентьева, Н.Н.Глущенко, Г.Э.Фолманис, Г.В.Павлов, Т.А.Байтукалов **РЕАЛИЗАЦИЯ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ ПРИ СОЗДАНИИ БИОЛОГИЧЕСКИ АКТИВНЫХ ПРЕПАРАТОВ В МЕДИЦИНЕ БИОЛОГИИ И СЕЛЬСКОМ ХОЗЯЙСТВЕ** 323

О.А.Бабенко, А.А.Гайдаш, В.И.Белый, В.С.Данилович, А.А.Расторгуев **НАНОСТРУКТУРА КОСТНЫХ КАНАЛЬЦЕВ ПРИ ОСТЕОПОРОЗЕ И ДЕЙСТВИИ ФТОРА** 324

Н.И.Бакланова, Т.М.Зима, А.Т.Титов, Б.Н.Зайцев **ВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА НЕОРГАНИЧЕСКИХ ВОЛОКНАХ** 325

П.А.Витязь, Л.В.Судник, Л.В.Маркова **СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ** 326

Г.М.Волков **БИОИНЖЕНЕРНЫЙ И МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЙ ПОТЕНЦИАЛ НАНОКОМПОЗИТА СИСТЕМЫ УГЛЕРОД-УГЛЕРОД** 327

С.А.Гаврилов, А.В.Железнякова, В.К.Тузовский **ФОРМИРОВАНИЕ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ СО СВЕРХТОНКИМИ АБСОРБЕРАМИ НА ОСНОВЕ МАТРИЦ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОКСИДОВ ЦИНКА И ТИТАНА** 328

А.Ю.Годымчук, К.Мидандер, А.А.Ладова **ПОВЕДЕНИЕ НАНОПОРОШКОВ МЕДИ В СИНТЕТИЧЕСКОЙ БИОЛОГИЧЕСКОЙ СРЕДЕ** 329

Т.Ф.Григорьева, Т.В.Маяцкая, И.А.Ворсина, А.П.Барина, Н.З.Ляхов **НАНОКОМПОЗИТЫ С БИОЛОГИЧЕСКИ АКТИВНЫМИ ВЕЩЕСТВАМИ** 330

А.В.Душкин, В.В.Болдырев **БЫСТРОРАСТВОРИМЫЕ КОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В ФАРМАЦИИ** 331

В.В.Зырянов **НАНОСТРУКТУРИРОВАННАЯ КЕРАМИКА ДЛЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МЕМБРАН** 332

В.В.Иванов, В.П.Хрустов, А.С.Кайгородов, С.Н.Паранин, А.В.Спирин **ПРИМЕНЕНИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ СИНТЕЗА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С УЛУЧШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ** 333

Н.В.Косова, Е.Т.Девяткина **НАНОКОМПОЗИТЫ И НАНОРАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ В ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРАХ** 334

Е.А.Левашов, В.В.Курбаткина, Д.В.Штанский, Е.И.Замулаева. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ СВЯЗКИ ДЛЯ АЛМАЗНОГО ИНСТРУМЕНТА И НАНОСТРУКТУРНЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ (ОБЗОР)	335
О.И.Ломовский, В.И.Мали, Д.В.Дудина, М.А.Корчагин НАНОСТРУКТУРНАЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИКА, ПОЛУЧЕННАЯ МЕТОДОМ ВЗРЫВНОГО СИНТЕЗА И КОМПАКТИРОВАНИЯ	336
Ю.И. Михайлов, Ю.М. Юхин, А.В. Минина, К.Ю. Михайлов В.В. Болдырев ВИСМУТОВЫЕ НАНОБИОКОМПОЗИТЫ	337
В.В.Молчанов, М.Н.Щучкин, С.В.Богданов, В.И.Малинов, А.Ю.Возлеева ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ	338
В.И.Панцырный, А.К.Шиков, А.Е.Воробьева, Н.Е.Хлебова, Н.И.Козленкова, И.И.Потапенко, Н.А.Беляков, В.А.Дробышев РАЗРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ, ВЫСОКОЭЛЕКТРОПРОВОДНЫХ Cu-Nb КОМПОЗИТОВ, ИМЕЮЩИХ НАНОРАЗМЕРНУЮ МИКРОСТРУКТУРУ КОМПОНЕНТОВ	339
Г.А.Салищев, О.Р.Валиахметов, Р.М.Галеев, С.В.Жеребцов, Р.Г.Зарипова, М.В.Маркушев, А.В.Корзников, А.М.Смыслов, Э.В.Сафин, С.П.Павлинич, Р.Р.Кутушев, Н.Ф.Измайлова, Ю.Р.Колобов ПРАКТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРИМЕНЕНИЯ НАНОМАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, В МАШИНОСТРОЕНИИ	340
Г.И.Фролов МАГНИТОПЛЕНОЧНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ ДЛЯ УСТРОЙСТВ СОВРЕМЕННОЙ ТЕХНИКИ	341
В.С.Цепелев, Б.А.Баум, Г.В.Тягунов, В.В.Вьюхин, В.В.Конашков А.И.Панкова ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИТОПРОВОДОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА	342
М.В.Чайкина, А.В.Карлов, И.А.Хлусов, Н.Ф.Уваров, А.С.Улихин МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ИЗОМОРФНЫХ РАЗНОВИДНОСТЕЙ АПАТИТА, ОСОБЕННОСТИ ИХ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	343
Ю.П.Шаркеев, В.И.Данилов, Е.В.Легостаева, А.Ю.Ерошенко, А.Д.Братчиков БИОКОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА И КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ: СТРУКТУРА, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И БИОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	344
Ю.А.Щипунов НАНОКОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ФОРМИРУЕМЫЕ НА МАТРИЦАХ ИЗ БИОПОЛИМЕРОВ ПО ЗОЛЬ-ГЕЛЬ ТЕХНОЛОГИИ	345
Г.П.Александрова, Л.А.Грищенко, Б.Г.Сухов, Б.А.Трофимов ПОЛИМЕРСТАБИЛИЗИРОВАННЫЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ НАНОБИОКОМПОЗИТЫ	346
Е.А.Алешина, Ю.Ф.Иванов, С.В.Коновалов, К.Д.Лукин, В.Е.Громов ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ ТРЕНИИ	347
Р.А.Андриевский ОБ ИНДЕКСЕ ЦИТИРОВАНИЯ РОССИЙСКИХ РАБОТ В ОБЛАСТИ НАНОТЕХНОЛОГИИ	348
Р.А.Андриевский СВЕРХТВЕРДЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ	349
Ю.И.Аристов, Л.Г.Гордеева, М.М.Токарев, И.А.Симонова, И.С.Глазнев, А.В.Губарь НАНОКОМПОЗИТЫ «СОЛЬ В ПОРИСТОЙ МАТРИЦЕ»: ДИЗАЙН ФАЗОВОГО СОСТАВА И СОРБЦИОННЫХ СВОЙСТВ, ПРАКТИЧЕСКИЕ ПРИЛОЖЕНИЯ	350

О.А.Бабенко, А.А.Гайдаш, В.И.Белый, В.С.Данилович, А.А.Расторгуев МИНЕРАЛЬНЫЙ СОСТАВ И НАНОСТРУКТУРА КОСТНОЙ ТКАНИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПРИРОДНЫХ ЦЕОЛИТОВ	351
О.А.Бабенко, А.А.Гайдаш, В.И.Белый, В.С.Данилович, В.Г.Костровский, А.А.Расторгуев НАНОСТРУКТУРА КОСТНОГО МАТРИКСА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МАЛЫХ ДОЗ ФТОРА	352
А.Н.Белов, С.А.Гаврилов, Ю.А.Демидов, В.И.ШЕВЯКОВ НЕЛИТОГРАФИЧЕСКИЙ МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРЕЛЬЕФНЫХ УПОРЯДОЧЕННЫХ СТРУКТУР В ПОЛУПРОВОДНИКАХ	353
А.Н.Белов, С.А.Гаврилов, И.Ю.Орлов, В.И.Шевяков ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТЫХ НАНОСТРУКТУР АНОДНОГО ОКСИДА ТИТАНА	354
В.Л.Бережной, И.В.Казимов ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО И ВИНТОВОГО СПОСОБОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	355
С.П.Буюкова, С.Н.Кульков ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ НАНОСИСТЕМ НА ОСНОВЕ ZrO_2	356
П.А.Витязь, Л.М.Гамеза, В.Т.Сенють, Н.Г.Аниченко, Я.В.Антонович КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ НИТРИДОВ БОРА И ТИТАНА	357
П.А.Витязь, О.А.Прохоров, В.М.Шелехина ПЛОСКИЕ И ТРУБЧАТЫЕ МЕМБРАННЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ НА ОСНОВЕ ПОРИСТОГО АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	358
Г.М.Волков НАНОТЕХНОЛОГИЯ МАКРООБЪЕКТОВ	359
О.Ю.Головченко, С.Х.Акназаров МЕХАНОХИМИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ АРСЕНОПИРИТА	360
О.Ю.Головченко, С.Х.Акназаров ТЕРМИЧЕСКОЕ ВСКРЫТИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ МИНЕРАЛОВ АРСЕНОПИРИТА	361
Т.В.Голякевич, В.М.Трухан, С.Ф.Маренкин, Е.В.Лысаковская СОЕДИНЕНИЯ ГРУППЫ $A^{IV}B^V$ – ОСНОВА ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ КРИСТАЛЛОВ ДЛЯ СПИНТРОНИКИ	362
Г.Г.Горох, А.М.Мозалев, Д.В.Соловей НАНОПОРИСТЫЕ АНОДНЫЕ ОКСИДНЫЕ ПЛЕНКИ ТИТАНА ДЛЯ ГАЗОВЫХ СЕНСОРОВ	363
А.М.Грехов, А.Г.Залужный, С.В.Рогожкин, А.А.Никитин ПОЛИМЕРНЫЕ МЕМБРАНЫ С ВНЕДРЕННЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ: ИЗМЕНЕНИЕ ГАЗОРАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ	364
С.А.Гуськов, А.В.Душкин ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ И ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ВЕЩЕСТВ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ КОМПОЗИТОВ В ПРОЦЕССАХ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	365
А.В.Душкин, Е.С.Метелева, Т.Г.Толстикова, М.П.Долгих АДДУКТЫ ПОЛИСАХАРИДОВ И ЛЕКАРСТВЕННЫХ ВЕЩЕСТВ	366
А.А.Емельянов В.А.Полубояров, З.А.Коротаева, Е.В.Великанов, В.А.Синицын, Н.З.Ляхов, Van Bong-Chan ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОДИСПЕРСИЙ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ СОЛНЕЧНОЙ РАДИАЦИИ	367
С.Ф.Забелин, К.С.Забелин, И.В.Николаюк МОРФОЛОГИЧЕСКАЯ СИСТЕМА ТЕХНОЛОГИЙ СИНТЕЗА ОБЪЕМНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	368

В.К.Загорский, Я.В.Загорский	ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОЙ	369
Л.А.Земскова, И.В.Шевелева, В.Г.Курявый, Н.Н.Баринов, А.В.Войт	НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН	370
А.Ф.Ильющенко, Л.П.Пилиневич, В.В.Савич, О.Л.Прохоров, А.А.Шевченко, А.В.Беляев, А.М.Яркович	ПОРОШКОВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ: ОПЫТ ПОЛУЧЕНИЯ, КЛАССИФИКАЦИИ И ФОРМОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФИЗИЧЕСКИХ И ХИМИЧЕСКИХ МЕТОДОВ	371
А.Ф.Ильющенко, М.А.Андреев, Л.В.Маркова	ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ В МИШЕНЬ ДЛЯ НАПЫЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ ИОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ	372
В.М.Константинов, А.Н.Лукашок, П.В.Тихонов	МНОГОСЛОЙНОЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ НАЖИМНЫХ ДИСКОВ КОРОБОК ПЕРЕДАЧ ТРАКТОРОВ "КИРОВЕЦ"	373
М.А.Корчагин, С.А.Кинеловский, Н.З.Ляхов	КУМУЛЯТИВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ ПОКРЫТИЙ НАНОКОМПОЗИТНЫМИ ПОРОШКАМИ	374
Л.Н.Кравчук, Н.Е.Кудряшева	МИКРОРОБОТОТЕХНИКА В МЕДИЦИНЕ. ОСНОВНЫЕ ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ МИКРОРОБОТОТЕХНИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ, ПРОФИЛАКТИКИ И ЛЕЧЕНИЯ ЖЕЛУДОЧНО-КИШЕЧНОГО ТРАКТА	375
Б.Н.Кузнецов, Н.М.Микова, Н.В.Чесноков, В.А.Дроздов	СВОЙСТВА НАНОПОРИСТЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ СМЕСЕЙ ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ	376
О.И.Ломовский, Д.В.Дудина, М.А.Корчагин, И.А.Рожков, В.Ф.Косарев, С.В.Клинов, В.И.Мали, В.Ю.Ульяницкий, С.Б.Злобин, I.Smurov, P.Bertrand	МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ДЕТОНАЦИОННОГО И ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ	377
С.П.Малышева, В.И.Копылов, И.Р.Муратова, Г.А.Салищев	СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА VT1-00, ПОЛУЧЕННОГО РКУ ПРЕССОВАНИЕМ	378
А.Г.Мельников, Т.Ю.Саблина, И.Н.Севостьянова, С.Н.Кульков	СВОЙСТВА ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ZRO₂	379
Ю.И.Михайлов, В.В.Болдырев, Е.М.Благитко, В.А.Бурмистров, А.П.Колесников, О.А.Полунина, П.П.Родионов, Л.И.Скворцова	СЕРЕБРЯНЫЕ НАНОБИОКОМПОЗИТЫ	380
В.В.Молчанов, М.Н.Щучкин, Е.Ю.Яковлева, В.И.Жейвот, Н.А.Пахомов, В.И.Зайковский, Н.А.Зайцева	СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА НАНОГРАФИТОВОГО МАТЕРИАЛА	381
Э.М.Мороз, Д.И.Зюзин, В.В.Кривенцов, В.П.Колько, Р.И.Гуляев, Г.Р.Космамбетова, П.Е.Стрижак	ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРИРОДЫ НОСИТЕЛЯ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕДНОЦЕРИЕВЫХ КАТАЛИЗАТОРАХ ДЛЯ ПРОЦЕССА ИЗБИРАТЕЛЬНОГО ОКИСЛЕНИЯ СО В ОБОГАЩЕННЫХ ВОДОРОДОМ РЕАКЦИОННЫХ СМЕСЯХ	382
Э.А.Обыскалова, Л.А.Исупова, В.А.Рогов, С.В.Цыбуля, Н.Ф.Уваров, Г.М.Аликина, А.В.Ищенко, В.И.Зайковский, В.А.Садыков	НАНОКОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ В КАЧЕСТВЕ КАТОДОВ ДЛЯ СРЕДНТЕМПЕРАТУРНЫХ ТВЕРДОКИСЛИДНЫХ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	383

В.Е.Панин, Ю.И.Почивалов, Е.Н.Каблов, В.И.Лукин Л.Л.Старова ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ВЖ172	384
В.Е.Панин, Ю.И.Почивалов, Н.И.Колобнев. ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1424 ПУТЕМ СОЗДАНИЯ В НЁМ ГРАДИЕНТНОЙ НАНОСТРУКТУРЫ	385
П.Н.Петрова, А.А.Охлопкова, О.В.Гоголева, С.Н.Попов МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ТЕРМОПЛАСТОВ	386
В.А.Полубояров, З.А.Коротаева, В.В.Булгаков, Н.З.Ляхов, Ф.И.Иванов, В.Н.Комиссаров, В.Э.Готфрид, А.Н.Бибко КРЕМНЕЗОЛЬНЫЕ НАНОДИСПЕРСИИ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ И ОГНЕУПОРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	387
В.С.Прокопец ОРГАНИЧЕСКОЕ ВЯЖУЩЕЕ НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕХАНОАКТИВАЦИОННЫМ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕМ РЕЗИНОВОЙ КРОШКИ	388
С.Г.Псахье, К.П.Зольников, Ив.С.Коноваленко МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОДВИГАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУР, ПРЕОБРАЗУЮЩИХ ТЕПЛОВУЮ ЭНЕРГИЮ В МЕХАНИЧЕСКУЮ	389
Г.И.Рааб, А.М.Иванов, Д.В.Гундеров, П.П.Петров, Е.С.Лукин, Н.Д.Петрова, А.А.Платонов, Р.З.Валиев ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ХЛАДОСТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ	390
О.А.Савинская, А.П.Немудрый ИССЛЕДОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ $SrFe_{1-x}M_xO_z$ (M = Mo, W) ПЕРОВСКИТОВ	391
В.В.Седельников, В.А.Полубояров ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОДИСПЕРСИЙ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК	392
В.Т.Сенють, С.А.Ковалева, Е.И.Мосунов, И.В.Валькович ТЕРМОБАРИЧЕСКОЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ НАНОАЛМАЗОВ ДЕТОНАЦИОННОГО СИНТЕЗА ПОСЛЕ ИХ ОТЖИГА ПРИ ПОНИЖЕННОМ ДАВЛЕНИИ	393
А.И.Сечин УСТАНОВЛЕНИЕ КЛАССИФИКАЦИИ И МАРКИРОВКИ НЕКОТОРЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ КАК ОПАСНОГО ГРУЗА	394
И.Л.Симакова, М.Н.Симонов, В.Н.Пармон, Т.Ф.Григорьева ² , И.А.Ворсина ² , А.П.Барина ² , Н.З.Ляхов ² <i>Новосибирск</i>) МЕХАНОХИМИЧЕСКОЕ ПОЛУЧЕНИЕ МЕДНЫХ КАТАЛИЗАТОРОВ НА ПОДЛОЖКАХ ДЛЯ СИНТЕЗА ПРОПИЛЕНГЛИКОЛЯ	395
Н.В.Смирнова НАНОДИСПЕРСНЫЕ Rh-Sn ЭЛЕКТРОДЫ В РЕАКЦИИ ЭЛЕКТРООКИСЛЕНИЯ ЭТИЛЕНГЛИКОЛЯ	396
Т.П.Смирнова, А.М.Бадалян, В.О.Борисов, В.В.Каичев НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПЛЕНКИ НА ОСНОВЕ Si-C-N	397
А.Т.Титов, В.И. Зайковский, П.М. Ларионов, А.С. Иванова ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФОСФАТОВ КАЛЬЦИЯ В КОСТНЫХ ИМПЛАНТАХ: ПРЕДПОСЫЛКИ – ПЕРСПЕКТИВА	398
С.В. Труханов, И.О. Троянчук, В.В. Федотова ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ МАГНИТНЫХ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ Nd-Ba МАНГАНИТОВ	399
Н.Ф.Уваров, Б.Б.Бохонов, Л.И.Брежнева, С.Д.Кирик ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕЗОПОРИСТОГО ОКСИДА КРЕМНИЯ	400

А.С.Улихин, Ю.Г.Матейшина, Л.И.Брежнева, Н.Ф.Уваров, О.А.Харламова, В.П.Исупов. ВЛИЯНИЕ ПРИРОДЫ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОКСИДА НА ИОННУЮ ПРОВОДИМОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА ОСНОВЕ LiClO₄	401
Т.М.Ульянова, Н.П.Крутько, Е.С.Паэмурд, Ю.В.Матрунчик ТЕРМОСТОЙКАЯ КЕРАМИКА С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ НАПОЛНИТЕЛЕМ Al₂O₃	402
Е.Н.Хрустов, В.В.Левина, Д.И.Рыжонков, Э.Л.Дзидзигури ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОКСИДНЫХ НАНОКЕРМЕТОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	403
Ю.В.Цветков, В.И.Баранов, Е.К.Казенас, В.А.Волченкова, А.В.Самохин, Н.В.Алексеев, Ю.В.Благовещенский, П.А.Герцен, И.И.Кряжков, А.М.Косырев, А.Ю.Поляков ИЗУЧЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАНОПОРОШКОВ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА В ОРГАНАХ ЖИВОТНЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА АТОМНО-ЭМИССИОННОЙ СПЕКТРОМЕТРИИ С ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАЗМОЙ	404
В. Г.Чашухин Применение НАНОСТРУКТУРНЫХ АДГЕЗИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В МИКРОРОБОТОТЕХНИКЕ	405
Е.П.Шалунов, А.Л.Матросов, М.А.Шведов АЛЮМИНИЕВЫЕ ГРАНУЛИРОВАННЫЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	406
А.А. Шевченко, В.В. Козловский, А.В. Казак МИШЕНИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ИЗ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ZnO.	407
Н.А.Ширманов, Н.Ю.Толубаев ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СЛОИСТЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА	408
Н.Б.Шитова, П.Г.Цырульников, Д.А.Шляпин, Б.П.С.арбашова, Д.И.Кочубей, В.И.Зайковский РУТЕНИЙ-УГЛЕРОДНЫЙ НАНОКОМПОЗИТ	409
А.А.Шутилов, Г.А.Зенковец, С.В.Цыбуля, Г.Н.Крюкова, В.Ю.Гаврилов СИНТЕЗ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ Me-TiO₂ (Me - Cu, Ce) ОКСИДНЫХ НОСИТЕЛЕЙ И КАТАЛИЗАТОРОВ	410
В.И.Яковлев, В.Ю.Филимонов, М.А.Корчагин, В.В.Евстигнеев, Н.З.Ляхов ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕХАНОКОМПОЗИТОВ ДЛЯ ДЕТОНАЦИОННО-ГАЗОВОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ	411
С.П.Яковлева, С.Н.Махарова, М.З.Борисова ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ НА ПРИМЕРЕ СТАЛИ 09Г2С	412

СЕКЦИЯ IV. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ВОПРОСЫ

В.Г.Архипкин, С.А.Мысливец, В.Ф.Шабанов ФОТОННЫЕ КРИСТАЛЛЫ С РЕЗОНАНСНО ПОГЛОЩАЮЩИМ ДЕФЕКТОМ	413
Л.С.Васильев ЗАВИСИМОСТЬ ЗНАКА И ПЛОТНОСТИ СЕГРЕГАЦИЙ ПРИМЕСИ ОТ СТРУКТУРЫ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ, ЗАРОЖДАЮЩИХСЯ В ПРОЦЕССАХ МЕХАНОСПЛАВЛЕНИЯ	414
Н.М.Власов, И.И.Федик ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В НАНОМАТЕРИАЛАХ	415
И.И.Гайнутдинов, Н.Ф.Уваров МОДЕЛИРОВАНИЕ СЛОИСТЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ ТИПА "ИОННАЯ СОЛЬ - ОКСИД" МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	416

К.Б.Герасимов, И.Г.Констанчук, С.А.Чижик «ГИСТЕРЕЗИС» ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ НАНОДИСПЕРСНОГО МАГНИЯ С ВОДОРОДОМ	417
Г.П.Грабовецкая, И.П.Мишин, Ю.Р.Колобов, И.В.Раточка, О.В.Забудченко ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКТИВИРОВАННОЙ ДИФфуЗИЕЙ НИКЕЛЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МОЛИБДЕНА, ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	418
А. В.Иванов, А. Г.Липницкий, Ю. Р.Колобов ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГИЙ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ МЕТОДАМИ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ НА АТОМНОМ УРОВНЕ	419
А.П.Ильин, В.Ф.Петрунин, Л.О.Толбанова ПОРОГОВЫЕ ЯВЛЕНИЯ В ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ НАНОПОРОШКАХ МЕТАЛЛОВ	420
В. В.Илясов МЕТОД РАСЧЕТА ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ НАНОМАТЕРИАЛОВ	421
Р.С.Исхаков, С.В.Комогорцев МАГНИТНАЯ МИКРОСТРУКТУРА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ	422
А.Г.Князева, С.Г.Псахье МАССОПЕРЕНОС В НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ ПОВЕРХНОСТНОЙ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	423
Э.В.Козлов, А.Н.Жданов, Н.А.Попова, Н.А.Конева МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	424
Н.А.Конева, А.Н.Жданов, Н.А.Попова, Э.В.Козлов ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ И ДИСКЛИНАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ И ВНУТРЕННИЕ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ НАНОМАТЕРИАЛОВ	425
К.П.Куценогий, П.К.Куценогий, А.И.Левыкин МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СПЕКТРА РАЗМЕРОВ АЭРОЗОЛЬНЫХ ЧАСТИЦ НАНО- И СУБМИКРОННОГО РАЗМЕРА	426
С.Ф.Ломаева МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ В ОРГАНИЧЕСКИХ СРЕДАХ	427
А.И.Лотков, В.Н.Гришков, Е.Ф.Дударев, А.Н.Табаченко ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ, МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА	428
В.В.Слабко, А.С.Александровский, Г.Г.Хачатрян УПРАВЛЯЕМАЯ ВНЕШНИМ СВЕТОМ ПОЛЕМ САМООРГАНИЗОВАННАЯ АГРЕГАЦИЯ МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ	429
М.Д.Старостенков, Г.В.Попова, Д.В.Синяев СТАБИЛЬНОСТЬ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ СИСТЕМЫ Ni-Al	430
Л.И.Тушинский КЛАССИФИКАЦИЯ И ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУР В СОВРЕМЕННОМ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ	431
А.Н.Тюменцев ВЫСОКОДЕФЕКТНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ, ПОЛЯ ЛОКАЛЬНЫХ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	432
Н.Ф.Уваров ОСОБЕННОСТИ ИОННОГО ПЕРЕНОСА В НАНОКОМПОЗИТНЫХ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТАХ	433

В.Ф.Шабанов, В.Г.Архипкин, В.А.Гуняков, С.А.Мысливец, В.П.Герасимов, Зырянов, С. Я.Ветров, Г. Н.Камаев ПЕРЕСТРАИВАЕМЫЙ ОДНОМЕРНЫЙ ФОТОННЫЙ КРИСТАЛЛ С НЕМАТИЧЕСКИМ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ ДЕФЕКТОМ	434
А.В.Абрамов, И.В.Минаев, Е.В.Шорохов, И.Н.Жгилев МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ	435
Г.Е.Абросимова, А.С.Аронин ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ В НАНОКРИСТАЛЛАХ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В АМОРФНОЙ ФАЗЕ	436
С.В.Авдейчик, В.В.Клецко, В.А.Лиопо, А.В.Никитин, В.А.Струк МЕХАНИЗМ ДЕЙСТВИЯ ДОПИНГОВЫХ НАНОГЕОМОДИФИКАТОРОВ НА КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРОВ	437
А.С.Александровский, А.М.Вьюнышев, В.В.Слабко, А.И.Зайцев, А.В.Замков НЕЛИНЕЙНО-ОПТИЧЕСКАЯ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ДОМЕННЫХ НАНОСТРУКТУР В КРИСТАЛЛАХ ТЕТРАБОРАТА СТРОНЦИЯ	438
А.В.Аникеев, Н.Н.Медведев ПРИРОДА КРИТИЧЕСКОЙ ПЛОТНОСТИ НЕУПОРЯДОЧЕННОЙ УПАКОВКИ ТВЕРДЫХ СФЕР	439
В.Г. Баделин, Е.Ю. Тюнина, Г.В. Гиричев, Н.И. Гиричева ЭНТАЛЬПИИ СУБЛИМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АМИНОКИСЛОТ И ОЛИГОПЕПТИДОВ	440
Г.В.Базуев, О.И.Гырдасова, В.А.Цурин, В.А.Баринов, С.И.Новиков ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХТОНКИХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА γ-Fe₂O₃, ПОЛУЧЕННОГО ТЕРМИЧЕСКИМ РАЗЛОЖЕНИЕМ ОКСАЛАТОВ	441
С.А.Безносюк, М.С.Жуковский, С.Е.Лебедеко, Я.В.Лерх, Л.В.Фомина ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПРОЦЕССОВ САМООРГАНИЗАЦИИ ОБЪЁМНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ И НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ МАТЕРИАЛОВ	442
А.А.Буздуган, И.С.Чулков, С.А.Гаврилов, Д.Г.Громов ДВИЖУЩИЕ СИЛЫ ПОНИЖЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ С УМЕНЬШЕНИЕМ РАЗМЕРА ОБЪЕКТА	443
А.А.Буздуган, И.С.Чулков, С.А.Гаврилов, Д.Г.Громов КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК НАНОРАЗМЕРНЫХ ТОЛЩИН	444
С.П.Буюкова, С.Н.Кульков МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТОГО НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КАРКАСА	445
Л.С.Васильев КИНЕТИКА УСТАНОВЛЕНИЯ РАВНОВЕСНОГО ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ КОНКУРЕНЦИИ ПРОЦЕССОВ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ И РОСТА НАНОЗЕРНА	446
Л.С. Васильев, И.Л. Ломаев, Е.П. Елсуков О МЕХАНИЗМАХ ДЕФОРМАЦИОННОГО РАСТВОРЕНИЯ ФАЗ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАХ ПРИ МЕХАНОСПЛАВЛЕНИИ	447
Ю.И.Веснин ВТОРИЧНАЯ СТРУКТУРА КРИСТАЛЛОВ - НОВОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В НАУКЕ О НАНОМАТЕРИАЛАХ	448
В.П.Волошин, В.И.Корсунский, Р.Б.Недер МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОКЛАСТЕРОВ CdS МЕТОДОМ МОНТЕ-КАРЛО	449
А.П.Гаврилюк, С.В.Карпов ПРОЦЕССЫ В РЕЗОНАНСНЫХ ДОМЕНАХ АГРЕГАТОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ И ПРОИСХОЖДЕНИЕ ОПТИЧЕСКОЙ НЕЛИНЕЙНОСТИ АГРЕГАТОВ В ИМПУЛЬСНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ПОЛЯХ	450

М.Ю.Грязнов, В. Н.Чувильдеев, А.Н.Сысоев, В.И.Копылов СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ МА2-1	451
В.И.Данилов, Л.Б.Зуев, А.А.Загумённый, И.О.Болотина, Д.В.Орлова МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ	452
Е.Ф.Дударев, А.И.Лотков, Г.П.Бакач, В.Н.Гришков, Н.В.Гирсова ПРИРОДА ЛОКАЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТНОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И НАНОСТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИЯХ	453
Е.А.Дудник, М.Д.Старостенков, Л.А.Попова ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ СЕГРЕГАЦИЙ НИЗКОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ВБЛИЗИ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ В УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ БИНАРНЫХ СПЛАВАХ	454
А.В.Евтеев, В.М.Иевлев, А.Т.Косилов, А.С.Прижимов РЕЛАКСИРОВАННАЯ АТОМНАЯ СТРУКТУРА МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ В МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ГЕТЕРОСИСТЕМЕ НАНОКРИСТАЛЛ НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА (МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА)	455
И.Л.ЖОГИН НЕОДНОРОДНАЯ ДИФфуЗИЯ В НАНОМАТЕРИАЛАХ И МОДЕЛЬ СФЕР (ОБОБЩЕНИЕ МОДЕЛИ БОКШТЕЙНА, МАГИДСОНА, СВЕТЛОВА).	456
С.Ф.Забелин, К.С.Забелин, И.В.Николаюк СИСТЕМНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ СИНТЕЗА ОБЪЕМНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	457
В.Л.Зеленко, Л.И.Хейфец МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕРМОРАСШИРЕНИЯ ИНТЕРКАЛИРОВАННОГО ГРАФИТА	458
В.В.Илясов, Д.А.Великохатский, И.В.Голосовский, И.Я.Никифоров ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ	459
В.В.Илясов, А.В.Костенко ЭЛЕКТРОННАЯ СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ «АЛМАЗ-НИКЕЛЬ»	460
С.В. Карпов, И.Л.Исаев, В.С.Герасимов ФОТОСТИМУЛИРОВАННАЯ АГРЕГАЦИЯ АЭРОЗОЛЕЙ МЕТАЛЛОВ	461
С.В.Карпов В.С.Герасимов, И.Л.Исаев, А.С.Грачев ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЩИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ САМООРГАНИЗАЦИИ ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМ В ПЕРИОДИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ МЕТОДОМ БРОУНОВСКОЙ ДИНАМИКИ	462
С.В.Карпов, В.С.Герасимов, И.Л.Исаев А.С.Грачев, О.П.Подавалова, В.В.Слабко ПРОИСХОЖДЕНИЕ АНОМАЛЬНОГО УСИЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ ВО ФРАКТАЛЬНЫХ АГРЕГАТАХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ	463
О.А.Кашин, Е.Ф.Дударев, Ю.Р.Колобов, Г.П.Почивалова, Г.П.Бакач, Н.В.Гирсова ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ И ПОЛЗУЧЕСТИ	464
И.В.Киреева, Ю.И.Чумляков, И.Караман ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	465
А.Г.Князева, Н.Н.Назаренко, Ю.П.Шаркеев МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИФфуЗИОННО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ НАНЕСЕНИИ И ИССЛЕДОВАНИИ СВОЙСТВ БИОСОВМЕСТИМЫХ КАЛЬЦИОФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ	466

А.Г.Князева, А.В.Тян ДИФФУЗИОННОЕ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ В ПРОЦЕССЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГА МАТЕРИАЛА С ДВУХСЛОЙНЫМ ПОКРЫТИЕМ С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДИФФУЗИЮ	467
А.В.Корзников, А.Н.Тюменцев, И.А.Дитенберг О ПРЕДЕЛЬНОМ МИНИМАЛЬНОМ РАЗМЕРЕ ЗЕРЕН, ФОРМИРУЮЩЕМСЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	468
Д.В.Кулагин, А.С.Савченко, С.В.Тарасенко ТРАНСФОРМАЦИЯ СПЕКТРА ПОВЕРХНОСТНЫХ ПОЛЯРИТОНОВ ТОНКОСЛОЙНОЙ МАГНИТНОЙ СВЕРХРЕШЕТКИ ВО ВНЕШНЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ	469
А. С. Курлов, А. И. Гусев ПАРАМЕТРЫ РАЗМОЛА И РАЗМЕР ЧАСТИЦ НАНОПОРОШКОВ	470
А.Г.Лаврентьев, Н.И.Носкова, А.П.Потапов, Г.С.Корзунин, В.В.Шулика ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ПАРАМЕТРОВ ЭФФЕКТА БАРКГАУЗЕНА АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ОТЖИГОВ	471
М.И.Лернер, А.С.Ложкомоев, Г.Г.Савельев, Н.В.Сваровская ОПРЕДЕЛЕНИЕ Э-ПОТЕНЦИАЛА ФИЛЬТРОВАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОВОЛОКОН ОКСИГИДРОКСИДА АЛЮМИНИЯ	472
В.А.Лиопо РАЗМЕРНАЯ ГРАНИЦА МЕЖДУ НАНОСОСТОЯНИЕМ И ОБЪЕМНОЙ ФАЗОЙ	473
В.А.Лиопо, А.В.Сабуть ТОЧЕЧНЫЕ ГРУППЫ СИММЕТРИИ НАНОЧАСТИЦ	473
И.Ю.Литовченко, Н.В.Шевченко, А.Н.Тюменцев, Е.П.Найден, АВ.Корзников МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	475
В.И.Луцык, А.Э.Зеленая, А.М.Зырянов МАШИННАЯ ГРАФИКА С РАСЧЕТОМ МАТЕРИАЛЬНОГО БАЛАНСА ДЛЯ СИСТЕМ С ОДНИМ РАЗРЫВОМ РАСТВОРИМОСТИ	476
М.В.Маркушев ФЕНОМЕНОЛОГИЯ И ПРИРОДА РАЗРУШЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	477
Р.С.Михеев, Т.А.Чернышова, Л.И.Кобелева СОЗДАНИЕ ГРАДИЕНТНОГО СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ОБРАБОТКЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ	478
Е.В.Найденкин, Г.П.Грабовецкая, И.В.Раточка, Ю.Р.Колобов ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЯВЛЕНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ГЕТЕРОФАЗНЫХ СПЛАВОВ	479
В.Л.Орлов, А.В.Орлов МОДЕЛЬ ПРОЦЕССОВ МЕХАНОАКТИВАЦИИ	480
А.В.Панин, А.Р.Шугуров, Е.В.Шестериков РОЛЬ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ПЛЕНКА-ПОДЛОЖКА В ДЕГРАДАЦИИ НАНОСТРУКТУРНЫХ ТОНКИХ ПЛЕНОК	481
Д.В. Поздняков, В.М. Борздов, Ф.Ф. Комаров ВЛИЯНИЕ КВАНТОВЫХ ЭФФЕКТОВ НА ПЕРЕХОДНЫЕ ЭЛЕКТРОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В АРСЕНИД ГАЛЛИЕВЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ В МАТРИЦЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ ПРИ ВКЛЮЧЕНИИ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ	482

Э.Г.Раков, В.А.Карпович, В.Н.Родионова, И.В.Аношкин, О.В.Филипенко ОТРАЖЕНИЕ И ПОГЛОЩЕНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЛН УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ И НАНОВОЛОКНАМИ	483
Н. М.Русин ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И УПЛОТНЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ТЕЛ В ПРОЦЕССЕ ИХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	484
Г.Г.Русина, С.В.Еремеев, С.Д.Борисова ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УПОРЯДОЧЕННЫХ НАНОСТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ Cu (111)	485
Б.С.Семухин СТРУКТУРА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ И НАНОКРИСТАЛЛОВ	486
А.В.Ситников ВЫСОКОЧАСТОТНЫЕ МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ МЕТАЛЛ-ДИЭЛЕКТРИК.	487
С.И.Смирнов, С.В.Комогорцев, Р.С.Исхаков КРИВАЯ НАМАГНИЧИВАНИЯ ДВУХФАЗНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ. МОДЕЛЬ ДВУХФАЗНОЙ НАНОЦЕПочки ФЕРРОМАГНИТНЫХ ЗЕРЕН СО СЛУЧАЙНОЙ АНИЗОТРОПИЕЙ	488
В.К.Смоляков, О.В.Лапшин, В.В.Болдырев МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНОСИНТЕЗА НАНОРАЗМЕРНЫХ ПРОДУКТОВ В ГЕТЕРОГЕННЫХ СИСТЕМАХ	489
С.В.Старенченко, И.П.Радченко, В.А.Старенченко МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧНОСТЬ СПЛАВА Ni₃Al, СТИМУЛИРОВАННАЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	490
Е.Н.Ткачев, А.И. Романенко, О.Б. Анисеева, Т.И. Буряков, В.Е. Федоров, А.С. Назаров, В.Г. Макотченко, В.Л. Кузнецов, А.Н. Усольцева ВКЛАДЫ КВАНТОВЫХ ПОПРАВКИ В ПРОВОДИМОСТЬ УГЛЕРОДНЫХ НАНОСТРУКТУР	491
Г.И.Фролов, В.С.Жигалов, О.И.Бачина, М.М.Завьялова, С.И.Равочкин ЭФФЕКТЫ МАГНИТНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В СУПЕРПАРАМАГНИТНЫХ ПЛЕНКАХ Co-Sm-O.	492
Д.Н. Фролова, С.В. Еремеев, А.И. Потекаев МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ КОБАЛЬТА НА ПОВЕРХНОСТИ МЕДИ	493
В.Н. Чувильдеев, А.В. Щавлева, М.Ю. Грязнов, А.Н. Сысоев ОБ ОПТИМАЛЬНОМ РАЗМЕРЕ ЗЕРНА ДЛЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	494
А.Л.Юдин, Н.А.Яцына, Л.В.Колесников, В.П.Бервено СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ НА ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДНОГО НАНОВОЛОКНА НА ОСНОВЕ КАМЕННОУГОЛЬНОГО ПЕКА	495
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ	496

КОНСОЛИДИРОВАННЫЕ ПОРОШКОВЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ КОНСТРУКЦИОННОГО И ФУНКЦИОНАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

М.И.Алымов

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
e-mail: alymov@imet.ac.ru

Области использования нанопорошков можно классифицировать следующим образом:

а) использование нанопорошков в диспергированном состоянии: пигменты для красок, различные виды наполнителей каучука и резины, магнитные порошки, носители биологически активных препаратов, катализаторы, присадки к смазочным маслам и др.;

б) использование нанопорошков в качестве исходного сырья для изготовления консолидированных объемных высокоплотных нанокристаллических материалов: твердые сплавы, керметы, стали, материалы для электрических контактов, инструментальная керамика и др., а так же пористых консолидированных материалов (компактов): фильтров, полировальных материалов (в виде суспензий, полимерных материалов с наполнителем, например, в виде кругов) и др.

К настоящему времени разработано несколько десятков методов синтеза нанопорошков: металлических, керамических, металлокерамических и других. Каждый метод имеет свои преимущества и ограничения. Одни методы рациональнее применять для получения металлических порошков, другие методы – для керамических. Мы развивали метод синтеза нанопорошков, заключающийся в синтезе гидроксидов и последующей их термообработке либо в водороде для получения металлических или металлокерамических нанопорошков, либо на воздухе для получения оксидных нанопорошков. Были определены режимы синтеза: металлических нанопорошков - Ni, Fe, Cu, W, сплавов Fe-Cu, W-(NiFeCo) и др.; керамических - Al₂O₃, ZrO₂, NiFe₂O₄, и др.; металлокерамических - Ni-Al₂O₃, Cu-NiFe₂O₄. Преимуществом этого метода является возможность получения нанопорошков узкого фракционного состава и с малым содержанием примесей.

Были использованы различные методы консолидации нанопорошков: прессование с последующим спеканием, спекание под давлением, газовая экструзия, горячее изостатическое прессование. Получены образцы объемных нанокристаллических материалов в виде дисков диаметром до 40 мм, в виде прямоугольных заготовок длиной до 70 мм и в виде прутков длиной до метра и более. Были проведены экспериментальные исследования механических свойств, полученных наноматериалов, при различных условиях нагружения: растяжение, сжатие, ударный изгиб, микротвердость. Причем следует отметить, что испытания были проведены на образцах с гостированными размерами, а не на микрообразцах, что важно для сравнения со свойствами крупнозернистых аналогов.

ВОДОРОД В НАНОСТРУКТУРАХ

Р.А. Андриевский

Институт проблем химической физики РАН

e-mail: ara@icp.ac.ru

Многообразные возможности нанотехнологии активизировали исследования в области водородных наноструктур как применительно к проблемам хранения водорода, создания новых топливных элементов, сенсоров и фотоприемных устройств, так и для углубления наших представлений о поведении водорода в различных материалах.

Методы получения водородных наноструктур в форме частиц, пленок и трубок рассмотрены и проанализированы по отношению к металлам, сплавам, интерметаллидам (Pd, Mg, LaNi₅, FeTi, Mg₂Ni), кремнию и другим полупроводникам, а также диэлектрикам (C, BN). Подчеркивается особое значение механосинтеза и получения наноструктурных пленок применительно к синтезу гидридных наноструктур.

Проанализированы особенности структуры и дефектов, растворимости и диффузионной подвижности, термодинамических и физических свойств. На примере систем Pd – H₂, FeTi – H₂ и MmMe₅ – H₂ рассмотрена эволюция диаграмм состояния при переходе от обычных крупнокристаллических объектов к нано- и аморфным структурам. Отмечено сужение двухфазных областей (вплоть до их исчезновения для аморфных объектов) и изменение давления диссоциации.

Несмотря на широкий спектр работ, проводимых в области водородных наноструктур, остается немало недостаточно исследованных вопросов (роль размерных эффектов, стабильность и воспроизводимость, электронное строение и др.). Углубление фундаментальных представлений о водородных наноструктурах будет способствовать прогрессу в их практической реализации не только в рамках водородной энергетики, наноэлектроники и создания новых сенсорных систем, но и в других областях, например, для развития идей наноминералогии в области происхождения земной коры и совершенствования поиска полезных ископаемых.

**ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ ОБЪЕМНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ С
УНИКАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНЫХ
ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ**

Руслан Зуфарович Валиев

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет
e-mail: RZValiev@mail.rb.ru*

Несмотря на большие перспективы, до недавнего времени вопрос использования наноструктурных (НС) металлов и сплавов в качестве конструкционных и функциональных материалов нового поколения оставался спорным. Только в последние годы наметился прорыв в этой области, связанный как с разработкой новых путей получения объемных НС материалов, так и с исследованием фундаментальных механизмов, приводящих к достижению в них новых свойств. Хотя глубокое понимание этих механизмов остается предметом фундаментальных исследований, опытно-промышленные изделия для медицины и микроустройств скоро могут появиться на рынке. В данной работе представлены новые концепции и принципы использования интенсивной пластической деформации (ИПД) для получения объемных НС металлов с перспективными свойствами. Особое внимание уделяется анализу влияния микроструктурных характеристик на свойства, а также приведены примеры инновационных применений НС материалов, полученных ИПД.

ИССЛЕДОВАНИЯ В ОБЛАСТИ НАНОМАТЕРИАЛОВ В БЕЛАРУСИ

П.А.Витязь

Президиум НАН Беларуси
e-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by

Среди приоритетных направлений научных исследований в Республике Беларусь, утвержденных на 2006-2010 гг., особое место занимает создание новых материалов и технологий их получения, важнейшими из которых являются наноматериалы. Работы в этом направлении в Беларуси проводятся уже длительное время, но сейчас они выделены в отдельную государственную комплексную программу, в которой участвуют как институты Национальной академии наук и высшие учебные заведения, так и предприятия различных отраслей промышленности.

В докладе рассмотрены способы получения и диагностики наноматериалов, их свойства и области применения. Представлены основные результаты разработок в области наноматериалов в Беларуси по следующим направлениям:

- исследование механизмов синтеза углеродных нанотрубок и фуллеренов и разработка высокопроизводительных методов их получения для создания новых материалов и приборов на их основе;
- исследование, разработка и коммерциализация новых типов сверхтвердых и тугоплавких наноматериалов на основе алмаза, кубического нитрида бора, карбидов, боридов, нитридов, оксидов и технологий их получения;
- исследование процессов структурообразования и разработка магнитомягких и магнито жестких нанокристаллических материалов с высокими магнитными характеристиками;
- разработка, исследование и доведение до уровня коммерциализации ряда устройств и систем наноэлектроники, формируемых на основе наноструктурированных кремния и окиси алюминия, а также органических и неорганических молекул.
- разработка и исследование новых функциональных и конструкционных нанокомпозитов в виде частиц, слоев, покрытий, объемных материалов различного назначения для использования в промышленности.
- разработка новых принципов и методов исследования и диагностики материалов, сред и систем с наноразмерным структурированием.

Инновационный путь развития Республики Беларусь предусматривает коммерциализацию научных исследований. Поэтому одной из актуальных задач в настоящее время является формирование рынка наноматериалов и нанотехнологий, который в Беларуси еще не сформирован. Решение этой задачи позволит создать систему эффективного использования полученных результатов в практике.

ПЕРСПЕКТИВЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СТАЛЕЙ

С.В.Добаткин, Н.П.Лякишев

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва,
e-mail: dobatkin@ultra.imet.ac.ru*

Объемные наноматериалы привлекают к себе внимание необычными механическими и физическими свойствами. Они могут быть получены путем консолидации нанопорошков, кристаллизации объемных аморфных материалов и интенсивной пластической деформацией. Одним из наиболее перспективных способов получения беспористых и массивных образцов с нано- (размер зерна менее 100 нм) и субмикроструктурной (СМК)(размер зерна 100-1000 нм) структурой в настоящее время является интенсивная пластическая деформация (ИПД). В докладе рассмотрены возможности получения нано- и субмикроструктурной структуры в феррито-перлитных, феррито-мартенситных и мартенситных низкоуглеродистых сталях, в высокоуглеродистых перлитных сталях, в коррозионноустойчивых аустенитных, аустенитно-ферритных и ферритных сталях при различных способах ИПД: кручении под гидростатическим давлением (КГД), равноканальном угловом прессовании (РКУП) и др.

Для низкоуглеродистых сталей возможно получение нанокристаллической структуры с размером зерна 60-80 нм после КГД и СМК структуры с размером зерна 200-300 нм после РКУП. В ходе ИПД феррито-перлитных сталей происходит фрагментация и сфероидизация пластинчатого цементита, что приводит к повышению термической стабильности структуры. Исходно мартенситная структура приводит к более дисперсной и термически устойчивой структуре после ИПД по сравнению с исходно феррито-перлитной структурой, что можно объяснить большей общей плотностью дислокаций и наличием дисперсных карбидов, тормозящих рост зерен при нагреве. СМК структура способствует повышению прочностных характеристик в низкоуглеродистых мартенситных сталях в 1,5-2 раза, а в низкоуглеродистых феррито-перлитных – в 2-3 раза (предел текучести более 1000 МПа при удлинении 10-15 %). При этом повышаются значения хладостойкости и огнестойкости.

Рассмотрены особенности ИПД двухфазных феррито-перлитных и феррито-аустенитных сталей. Показано, что в ходе ИПД аустенитных сталей происходит мартенситное превращение, способствующее дополнительному измельчению структуры и повышению термической стабильности. После КГД при комнатной температуре исходно аустенитной стали типа X18N10T формируется нанокристаллическая структура с размером зерна 50 нм, после РКУП –100-300 нм. После РКУП прочностные характеристики повышаются в 5 раз при сохранении высокой пластичности (предел текучести 1350 МПа при удлинении 30-40%).

Обсуждаются перспективы применения нано- и субмикроструктурных сталей. Показано, что в настоящий момент использование таких сталей возможно в малоразмерных деталях (крепеж, медицинские инструменты, имплантаты и др.), выпускаемых небольшими партиями. Широкое использование наноструктурных сталей ограничено слабым знанием полного комплекса механических и эксплуатационных свойств, необходимостью масштабирования получаемой заготовки до размера полуфабриката (лист, прутки и др.), а также отсутствием промышленных технологий ИПД.

**НАНОРАЗМЕРНЫЕ МЕТАЛЛЫ И КОМПОЗИТЫ НА ИХ ОСНОВЕ:
ПОЛУЧЕНИЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕМ В РАСТВОРАХ И ПОЛИМЕРНЫХ
МАТРИЦАХ, СВОЙСТВА И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРАКТИЧЕСКОГО
ИСПОЛЬЗОВАНИЯ**

Ю.А.Захаров, Г.Н.Альтшулер, Н.К.Ерёменко

Кемеровский филиал ИХТТМ СО РАН
e-mail: zaharov@kemsu.ru, sorbent@kemnet.ru

Впервые системно изучено:

- получение наноразмерных (моно- или бимодальное распределение в области 20–150 нм) частиц (НРЧ) металлов (преимущественно переходных – индивидуальных и двухкомпонентных взаимных систем) в реакциях восстановления из водных растворов;
- свойства наноразмерных порошков и скомпактированных образцов;
- а также получены пионерские результаты по синтезу нанокompозитов на основе НРЧ металлов в полостях нанореакторов (1–2 нм), образованных в полимерных матрицах функционализированными метациклофаноктолами.

В цикле экспериментов с многофакторным планированием рассмотрено влияние условий синтеза НРЧ меди, никеля и кобальта (тип восстановителя, концентрации реагентов, величины рН, температуры, электромагнитное поле) на выход, распределение по размерам и степень агломерирования, величину и адсорбционные свойства поверхности, пористость, электропроводность, люминесценцию, магнитную восприимчивость порошков НРЧ и скомпактированных образцов.

Установлены и физико-химически обоснованы оптимальные условия синтеза НРЧ с требуемыми свойствами (из числа изученных), в т.ч. особо чистой меди, а также НРЧ никеля и кобальта практически не содержащих агломераты.

В порошках с бимодальным распределением по размерам показана возможность и обсуждаются причины разрушения агломератов НРЧ никеля и кобальта воздействием (статическим и импульсным) ионизирующего излучения и механических нагрузок. Рассмотрены процессы (десорбция, термораспад поверхностных соединений, окисление) при нагревании НРЧ. Обсуждены обнаруженные особенности электропереноса (независимость от температуры в интервале 100–350 °С), люминесценции (спектры свечения и возбуждения его) НРЧ и аномально высокого захвата газообразных продуктов внутренними полостями агломератов.

Разработан метод иммобилизации каликсаренов в сетчатых полимерах и оригинальный подход к изучению термодинамики таких процессов. Исследованы термодинамика и кинетика образования ансамблей с катионами натрия, серебра, меди, индия в полимерной фазе. Получены наночастицы палладия в этих матрицах, при этом обнаружен эффект ускорения процессов ионного обмена (транспорта) в 100-1000 раз.

В направлении практического использования НРЧ металлов и композитов на их основе разработана технология и получены укрупнённые партии электропроводящих композиций (НРЧ меди –новолачные смолы), не уступающих по техническим характеристикам материалам на основе серебра; обсуждены перспективы использования композитов в электрохимических генераторах.

НАНОСТРУКТУРЫ В ПОЛИМЕРНЫХ СИСТЕМАХ

С.С.Иванчев¹, А.Н.Озерин²

¹*Санкт-Петербургский филиал Института катализа им. Г.К.Борескова*

e-mail: ivanchev@SM2270.spb.edu

²*Институт синтетических полимерных материалов им. Н.С.Ениколопова Российской академии наук*

e-mail: ozerin@ispm.ru

Анализируются структурные особенности полимеров и полимерных систем с точки зрения возможности формирования на их основе наноструктур. Систематизированы общие представления о формировании, структуре и некоторых свойствах структурных элементов нанометрового размера в полимерных материалах с точки зрения возможности формирования в них «наночастиц» или «нанореакторов» и практического использования достоинств таких структур. Общепринятые представления дополнены результатами, полученными в последнее время. Приведены примеры реализации элементов нанотехнологий, основанных на принципах создания наноструктур в аморфных и кристаллических полимерах, сополимерах и молекулярных композитах. Представлены возможные способы получения полимерных наноструктур при контролируемой кристаллизации, микро- и нанофазовом разделении компонентов, их диспергировании, а также при формировании межфазных границ.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПОКРЫТИЯ И ПОРОШКИ В МЕДИЦИНЕ: ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ

А.Ф.Ильющенко, В.В.Савич

ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАН Беларуси
e-mail: vsavich@yandex.ru

Наноматериалы известны и применяются для производства имплантатов, биоактивных покрытий. Так синтетический гидроксипатит имеет средние размеры частицы, в зависимости от способа получения, от 5-20 до 200-300 нм. В парах трения эндопротезов суставов титан обладает плохими триботехническими свойствами. Одним из методов решения этой проблемы является нанесение на поверхность трения тонкого (15 нм) алмазоподобного покрытия. Такое покрытие обладает высокой твердостью, износостойкостью, низким коэффициентом трения, а, вдобавок – и идеальной биосовместимостью.

Разработан процесс синтеза из нанопорошков TiO_2 и Al_2O_3 наноструктурированных покрытий имплантатов. Исследования показали, что адгезия остеобластов на наноструктурированной поверхности TiO_2 существенно сильнее, чем на традиционной. При этом были определены критические размеры зерен для обеспечения повышенной адгезии остеобластов – 58 нм для Al_2O_3 и 44 нм для TiO_2 . Предполагается, что повышенная удельная поверхность наноструктурированных материалов является базой для улучшения «захвата» клеток.

Бактерицидное действие наночастиц диоксида титана основано на фотокаталитическом эффекте. Под действием УФ-излучения с поверхности наночастиц диоксида титана могут выходить электроны. Этот процесс ведет в воде или в кислороде к образованию высокоактивных радикалов – гидроксильных (ОН) и пергидроксильных (НОО), которые разрушают микроорганизмы на поверхности частиц. Для получения фотокаталитических поверхностей используют частицы диоксида титана размерами меньше 100 нм. Разработана технология производства наночастиц серебра размерами 50-100 нм, агрегаты которых (размеры 5-10 мкм), при введении в полимеры, придают им стойкие антимикробные свойства.

Применение ультратонких порошков металлов, керамики или композиционных материалов в сочетании с различными видами глубокой пластической деформации позволяет получать высокопрочные имплантаты.

Переход на наноразмерный уровень активных компонентов лекарственных препаратов позволяет существенно повысить их активность, уменьшить дозировку и, тем самым, возможные побочные действия. Наноразмерный уровень диагностических препаратов позволяет использовать специфические физические и химические свойства для определения их местоположения, а также доставку через систему кровеносных сосудов и микрокапилляров к пораженным тканям.

Нанопроволоки, нанопористые и наноструктурированные покрытия позволяют создавать интегрированные биоэлектронные системы, сенсоры способные вести непрерывный мониторинг состояния организма, корректировать некоторые жизненные функции путем дозированного введения нанодоз лекарственных препаратов.

СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ БИОКОМПОЗИТОВ

Ю.Р.Колобов^{1,2}, М.Б.Иванов¹, В.В.Сирота¹, О.Н.Иванов¹

¹*Центр наноструктурных материалов и нанотехнологий Белгородского
государственного университета,*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск)
e-mail: kolobov@bsu.edu.ru*

Одно из важнейших направлений применения ультрамелкозернистых (наноструктурных) материалов в медицине связано с созданием композитных имплантатов для стоматологии, травматологии, хирургии и ортопедии с высокой биохимической и биомеханической совместимостью с костной тканью. Одним из видов биоконструктивных композитов является ультрамелкозернистый (наноструктурный) титановый сплав с биоактивным керамическим кальций-фосфатным покрытием, близким по составу к костной ткани. Такие биоконструктивные композиты удовлетворяют более высоким требованиям к уровню сопротивления усталостному разрушению, обладают хорошими остеоинтеграционными свойствами, ускоряют срок сращения костной ткани. Это позволяет реализовать новые конструктивные решения, в основе которых лежит высокая удельная статическая и циклическая прочность ультрамелкозернистых титановых сплавов, остеоиндуктивные и остеокондуктивные свойства покрытий.

В настоящей работе создана технология получения и исследованы структура и свойства ультрамелкозернистых (наноструктурных) биоконструктивных композитов «Ti-TiO₂-Ca/P покрытие». Основу такого композита составляет ультрамелкозернистый (наноструктурный) титановый сплав ВТ6, полученный по оригинальной технологии, которая сочетает обратимое легирование водородом с механотермической обработкой всесторонним горячим прессованием и, в отличие от применяемых на практике известных схем термоводородной обработки и методов интенсивной пластической деформации, позволяет сформировать в титановых сплавах типа Ti-Al-V наноструктуру с размерами зерен менее 100 нм. Для получения кальций-фосфатных покрытий используются золь-гель метод и метод микродугового оксидирования. Выбранные методы позволяют получать покрытия с толщиной от 10 до 20 мкм с высокой пористостью (диаметр пор от 10 до 20 мкм, глубина от 1 до 10 мкм).

В работе впервые методом микродугового оксидирования с использованием электролита с добавлением гидроксилата титана получены биосовместимые кальций-фосфатные покрытия, сочетающие положительные стороны МДО – высокую адгезию, контролируемую пористость, дешевизну – вместе с возможностью получить соотношение ионов кальция к фосфору, близкое к живой костной ткани (~1,5 – 1,6).

НЕКОТОРЫЕ ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ СРЕД

М.И.Лернер, С.Г.Псахье, А.Б.Ворожцов, Г.Г.Савельев, Г.Е.Руденский

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томский государственный университет,
Томский политехнический университет
e-mail: evp@mail.tomsknet.ru*

В работе рассмотрены некоторые перспективные области применения электровзрывных нанопорошков и нановолокон. С учетом специфических свойств указанных наноразмерных сред их применение перспективно в следующих областях:

- 1) смазочные металлоплакирующие составы;
- 2) высокоэнергетические материалы и процессы;
- 3) синтез сплавов и тугоплавких химических соединений;
- 4) модификация полимеров и эпоксидных клеев;
- 5) токопроводящие покрытия;
- 6) высокоэффективные сорбционные материалы.

Представлены результаты исследований характеристик продуктов полученных на основе нанопорошков и нановолокон.

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И НАНЕСЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ: НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ И ИНЖЕНЕРНЫЕ ПРИЛОЖЕНИЯ

В.Е.Панин¹, К.В.Фролов², В.П.Сергеев¹, А.В.Панин¹, Ю.И.Почивалов¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

²Институт машиноведения РАН, г. Москва

1. Трудности создания однородной наноструктуры в больших объемах конструкционных материалов и ее сохранения в сварных соединениях делают актуальной разработку технологий и широкое промышленное освоение наноструктурирования поверхностных слоев и покрытий современных конструкционных и инструментальных материалов. В ИФПМ СО РАН разработаны научные основы технологий наноструктурирования поверхностных слоев и нанесения наноструктурных покрытий, создано необходимое для этого оборудование, выполняются комплексные программы их освоения в Росавиакосмосе и Росатоме.

2. В рамках нового научного направления – физической мезомеханики материалов – теоретически и экспериментально обосновано, что поверхностные слои в нагруженных твердых телах являются важной функциональной подсистемой. На их интерфейсе с основным объемом материала обнаружен принципиально новый эффект «шахматного» распределения растягивающих и сжимающих нормальных напряжений. На основе «шахматного» эффекта интерфейса разработаны новые нанотехнологии наноструктурирования поверхностных слоев и нанесения наноструктурных покрытий, которые позволяют кратно повысить эксплуатационные характеристики современных конструкционных и инструментальных материалов: их поверхностную твердость, износостойкость, ударную вязкость, усталостную долговечность, жаростойкость, стресс-коррозию и др.

3. В докладе будет подробно проиллюстрирована высокая эффективность нанотехнологии многоуровневого наноструктурирования рабочих поверхностей конструкционных материалов ответственного назначения. В ее основе лежит:

- градиентное наноструктурирование подложки с использованием ударной ультразвуковой обработки и ионной имплантации определенных композиций компонентов сложных химических соединений (Ti, Hf, V, N и др.)

- магнетронное напыление многокомпонентных химических соединений с ассистирующим высокоэнергетическим ионным пучком, позволяющим управлять распределением компонентов химических соединений в наноструктуре по локальным зонам растягивающих нормальных напряжений. При этом зоны сжимающих нормальных напряжений блокируют процессы собирательной рекристаллизации в наноструктуре. Это обеспечивает фрагментацию наноструктуры напыленных высокопрочных химических соединений до размеров 10-20 нм отдельных структурных элементов.

- финишная химико-термическая обработка многоуровневых наноструктурных покрытий, обеспечивающая высокую стабильность наноструктуры и свойств упрочняющих и защитных покрытий в экстремальных условиях нагружения (высокие температуры, ударно-взрывное нагружение, облучение нейтронами, взаимодействие с высокотемпературной плазмой или мощным лазерным излучением и др.).

УСПЕХИ КОНСОЛИДАЦИИ НАНОСТРУКТУРНОЙ ТУГОПЛАВКОЙ КЕРАМИКИ

А.В.Рагуля

*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины
03142 Киев, ул. Кржижановского 3,
e-mail: ragulya@ipms.kiev.ua*

Представлен обзор, посвященный получению объемных наноструктурных материалов на основе тугоплавких соединений при помощи различных методов консолидации: спекания с контролируемой скоростью усадки, спекания активируемой плазмой, спекания под высоким давлением и др.. Анализ собственных и многочисленных литературных данных показал, что в нанокерамике с остаточной пористостью менее 2 % сохранение размера зерен менее 70-80 нм остается трудно разрешимой задачей для большинства методов консолидации. Эту задачу удастся решить в случае керамических нанокомпозитов, в частности нанокристаллических оксидов, нитридов и боридов, в том числе полученных реакционным спеканием. В этих нанокомпозитах размер зерен может быть на уровне 30-40 нм, а в отдельных случаях и меньше, который соответствует размерному эффекту наиболее высоким свойствам наноматериалов.

Будут представлены данные о плотной керамике (99.0%) в системах TiN-Хвес.% AlN и TiN- Хвес.% Si₃N₄ (где Х=0, 2, 5, 10, 20, 25, 35 и 50 вес%) -полученной методом свободного спекания с контролируемой скоростью усадки. Средний размер зерна TiN составил 80 нм (начальный размер частиц 15 нм) и не зависил от состава композита, тогда как средний размер зерен AlN или Si₃N₄ изменялся в интервале 40-90 нм (начальный размер частиц 30 нм). Результаты электроразрядного спекания и спекания под высоким давлением, сопровождающихся химическими реакциями в системах TiN-AlN и TiN-TiB₂ также свидетельствуют о рациональности этих технологий в получении керамики с размером зерна менее 100 нм, если они исполнены в режиме с контролируемой скоростью усадки. Композиты TiN-36%TiB₂ получен с плотностью 98,8-99,4% и высокими механическими свойствами (твердость от Hv⁵⁰ = 24 ГПа до 28 ГПа, и трещиностойкостью от 9.0 до 7.2 МПа м^{1/2}, соответственно), которые остаются стабильными до 800 °С. Полученная керамика может быть полезна для нового поколения режущего инструмента, износостойких изделий различного назначения работающих при высоких температурах.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ПЛАЗМА В ТЕХНОЛОГИИ НАНОДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ю.В.Цветков, Н.В.Алексеев, Ю.В.Благовещенский, А.В.Самохин

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН,
e-mail: tsvetkov@imet.ac.ru*

В докладе освещаются результаты работ авторов, нацеленных на разработку плазмохимических процессов получения нанопорошков металлов и химсоединений для создания наноматериалов с требуемыми особыми свойствами.

Струйно-плазменные процессы с распределённым в термической плазме дисперсным материалом – плазменная порошковая металлургия - являются эффективным и высокопроизводительным технологическим приёмом, обеспечивающим получение порошков различного состава и форморазмеров.

Получаемые нанодисперсные порошки металлов и соединений являются основой для разработки конструкционных и функциональных материалов с особыми свойствами, в том числе с наноструктурой.

Разработаны: методология исследования, основанная на оптимальном сочетании расчётных методов математического моделирования и экспериментов на специально созданном оборудовании; фундаментальные основы плазмохимических процессов с дисперсной фазой, в том числе закономерности их управления с обеспечением необходимого химсостава и дисперсности полученных порошков.

На примере технологии плазменно-водородного восстановления оксидов тугоплавких металлов подтверждена перспектива их практической реализации.

Энерготехнологические показатели плазмохимического синтеза нанопорошков металлов и химсоединений в значительной степени определяются химическим составом плазмообразующего газа. Термическая плазма, содержащая углеводороды, является перспективной средой как для получения водорода и водородсодержащих газов, так и для синтеза карбидов, карбонитридов и металлоуглеродных смесей для последующего твердофазного синтеза карбидных наносистем.

Созданы основы технологии получения на базе карбидных наносистем плазмохимического синтеза твёрдых сплавов с наноструктурой, обладающих существенно повышенными механическими и эксплуатационными характеристиками.

Рассмотрены и проиллюстрированы на конкретных примерах технологии производства нанодисперсных порошков металлов, оксидов, нитридов, карбидов, карбонитридов и т.п. методами плазменного восстановления и синтеза и перспективные области их применения.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

А.С.Аронин¹, Г.Е.Абросимова¹, С.В.Добаткин², Д.В.Матвеев¹, О.Г.Рыбченко¹

¹Институт физики твердого тела РАН, г.Черноголовка, Московская обл.

²Институт металлургии и материаловедения РАН, г. Москва

Методами просвечивающей, высокоразрешающей электронной микроскопии и рентгеновской дифракции исследована структура аморфных сплавов на основе железа после воздействия интенсивной пластической деформации. Аморфные сплавы были получены скоростной закалкой расплава, деформация проводилась при комнатной и повышенных (200°C и 400°C) температурах методом кручения под давлением.

При небольших степенях деформации образцы оставались аморфными, образование нанокристаллов начиналось только после достижения критической величины деформации. Во всех исследованных сплавах была сформирована нанокристаллическая структура, однако параметры наноструктуры, доля нанокристаллов, распределение их по образцу и др. зависели от состава сплава. Показано, что в сплавах системы Fe-Si-B распределение нанокристаллов в аморфной матрице равномерное, размер нанокристаллов колеблется в пределах от 5 до 10 нм. В бинарных сплавах системы Fe-B при электронно-микроскопических исследованиях были обнаружены полосы сдвига. Образование полос сдвига начинается при деформациях, меньших критических, необходимых для начала кристаллизации. В расположении нанокристаллов и полос сдвига наблюдается явная корреляция: нанокристаллы образуются либо в полосах сдвига, либо в непосредственной близости от них. Размеры нанокристаллов в бинарном сплаве составляют 5-10 нм. В случае деформации при повышенных температурах ярко выраженных полос сдвига не обнаружено и распределение нанокристаллов в аморфной матрице равномерное. В обеих системах образующиеся нанокристаллы имеют ОЦК решетку, параметр которой соответствует чистому железу.

Зависимость среднего размера нанокристаллов от температуры деформации носит немонотонный характер. Наноструктура с наименьшим размером кристаллов была получена в образцах, деформированных при 200°C.

Рассмотрены и обсуждены возможные механизмы нанокристаллизации, связанные с возможным локальным повышением температуры в полосах сдвига или повышением в них параметров диффузионного теплопереноса вследствие изменения структуры (увеличения концентрации свободного объема).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 06-02-16677-а), Подпрограммы «Создание новых конструкционных и функциональных материалов на базе нанотехнологий» Программы Президиума РАН «Разработка методов получения химических веществ и создание новых материалов» и Программы ОФН РАН «Новые материалы и структуры».

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ СИНТЕЗА НАНОЧАСТИЦ ЗОЛОТА В МИЦЕЛЛЯРНЫХ СИСТЕМАХ

А.Т.Арымбаева, А.И.Булавченко, В.В.Татарчук

*Российская академия наук, Сибирское отделение, Институт
неорганической химии им. А.В. Николаева, Новосибирск,
e-mail: Arymbaeva@mail.ru*

Наночастицы металлов и их соединений являются основными исходными компонентами для получения наноструктурных материалов. Поэтому синтез наночастиц с заданными характеристиками в значительной степени предопределяет их полезные технологические свойства. Новые наноструктурные материалы, содержащие наночастицы благородных металлов, имеют хорошие перспективы практического использования, так как проявляют необычные каталитические (и иные) способности.

В последнее время наряду с другими системами для синтеза наночастиц благородных металлов широко используются обратномицеллярные растворы поверхностно-активных веществ (ПАВ). Успех мицеллярного синтеза связан с возможностью регулирования размера и состава полярной полости – главного компонента мицеллярного нанореактора. Цель представленной работы заключалась в исследовании физико-химических закономерностей процесса получения наночастиц золота в мицеллах оксиэтилированных ПАВ.

В работе исследована динамика роста зародышевых кластеров золота в обратных мицеллах, а также влияние таких параметров как гидродинамический радиус и толщина поверхностного слоя мицелл, концентрация восстановителя (моногидрат гидразина) и поверхностный потенциал наночастиц на стабильность мицеллярных систем. Показано, что рост зародышей золота происходит за счет поверхностного восстановления золота (III) до полного заполнения полярной полости мицеллы. Последующие изменения, происходящие с мицеллами, зависят от энергии взаимодействия наночастиц золота. Рассчитаны кинетические константы скорости восстановления и определены зоны устойчивости в зависимости от структурных параметров наночастиц и мицелл.

Установлено, что стабильность систем зависит от гидродинамического радиуса мицелл, концентрации восстановителя, поверхностного потенциала и энергии межчастичного взаимодействия. Расчет энергии межчастичного взаимодействия показал, что наибольший вклад в стабилизацию вносит осмотическая составляющая расклинивающего давления, обусловленная отталкиванием углеводородных радикалов. Разработаны способы регулирования стабильности мицеллярных систем с наночастицами золота. В частности, в качестве дестабилизатора (коагулянта) был использован диоктилсульфид (ДОС). ДОС уменьшает толщину адсорбционного слоя ПАВ; в результате наночастицы могут подойти ближе и «свалиться» в потенциальную яму, создаваемую ван-дер-ваальсовским взаимодействием. Альтернативный вариант дестабилизации мицеллярных систем с наночастицами для выделения коагуляционных осадков – увеличение размеров мицелл дополнительной солюбилизацией фонового электролита (3 моль/л раствора HCl).

Работа выполнена в рамках проекта Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта № 05-03-32308).

ЛАЗЕРНЫЙ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОМАТЕРИАЛОВ В СКОРОСТНЫХ ПОТОКАХ ГАЗОВ, ПЕРВЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ МЕТОДА.

С.Н. Багаев, Г.Н. Грачев, А.Г. Пономаренко, А.Л. Смирнов, В.Н. Демин,
А.В. Окотруб, А.М. Бакланов, А.А. Онищук

Институт лазерной физики СО РАН, г. Новосибирск,

e-mail: grachev@laser.nsc.ru

Институт неорганической химии СО РАН

Институт химической кинетики и горения СО РАН

Представляемая в докладе работа направлена на существенное расширение возможностей плазмохимических методов, играющих все большую роль в развитии и практических применениях нанотехнологий, а именно, на разработку нового лазерно-плазменного метода (ЛПМ) синтеза наноматериалов и наноструктурной модификации поверхности, основанного на применении лазерной плазмы оптического пульсирующего разряда (ОПР) в скоростных потоках газов с примесями реагирующих компонентов или на поверхности.

На основе многофункционального 3 кВт СО₂ лазера [1], работающего в импульсно-периодическом режиме средней мощностью до 2,5 кВт и импульсной до 1 МВт, создана лазерная плазмохимическая установка [2], которая обеспечивает зажигание плазмы ОПР в продольных (соосных лучу) и поперечных потоках газов (He, Ar, Ne, N₂) атмосферного давления в широких диапазонах по частоте следования импульсов (до 100 кГц) и скорости потока (до 400 м/с), при эффективности преобразования лазерной энергии в энергию плазмы 80-90%.

Плазма ОПР для плазмохимических применений обладает уникальным сочетанием свойств, недоступным для существующих способов (СВЧ, тлеющий, дуговой и непрерывный оптический разряды, пиролиз):

- рекордной (для PCVD – методов) удельной мощностью энерговыделения до 5 ГВт/см³;
- возможностью получения локально равновесной плазмы при давлении 1 и более атм.;
- высокой температурой (20-30 кК) и концентрацией (10^{18} – 10^{19} см⁻³) частиц;
- быстрым (за микросекунды) охлаждением плазмы, которое определяется ударно-волновым расширением (скорость охлаждения $\Delta 10$ Г°К/с), турбулентным, конвективным и радиационным теплообменом (в плазме He скорости охлаждения в ~ 3 раза выше).

Главное внимание в докладе уделяется анализу первых результатов, преимуществ ЛПМ и перспектив разработки высокопроизводительных промышленно-ориентированных нанотехнологий:

- модификация поверхности чугуна и сталей с образованием высокотвердых (~20 ГПа), сверхпластичных нанокомпозитных структур, содержащих нитриды и карбиды железа;
- синтез сверхтвердых (>25 ГПа) нанокомпозитных покрытий на основе карбонитридов кремния и бора на металлах;
- плазмохимический синтез наноструктурированных углеродных материалов на металлах для полевых катодов и суперконденсаторов;
- лазерный плазмохимический синтез наночастиц полупроводниковых оксидов металлов для газовых сенсоров и фотокатализаторов.

Работа поддержана РФФИ, гранты № 03-02-17712-а, № 05-02-08290-офи_а.

- [1] G.N. Grachev, A.G. Ponomarenko, A.L. Smirnov, V.B.Shulyat'ev // SPIE selected papers, 2000.- V. 4165.- P. 185-196.
- [2] Г.Н. Грачев, А.Л. Смирнов, М.И. Зимин, А.А. Мякушина, В.Н. Демин, А.В. Окотруб, А.М. Бакланов, А.А. Онищук. // Сб. тр. III Всеросс. конф. «Химия поверхности и нанотехнология». С.-Петербург-Хилово, 2006, с. 35-36.

НАНОФРАГМЕНТЫ МАТРИЦЫ АНТРАЦЕНА: ОСОБЕННОСТИ ОКИСЛЕНИЯ В НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КИСЛОРОДНОЙ ПЛАЗМЕ

В.П. Бервено, Л.И.Щукин, М.В. Корниевич, С.Ю. Лырщиков, А.В. Бервено¹, С.Е. Когодеев¹, У.В. Бервено², П.Ю. Лебедева²

*Кемеровский филиал Института химии твердого тела и механохимии СО РАН
Советский проспект, 18, Кемерово 650099, Россия*

e-mail carbnanof@kemnet.ru, тел. (3842) 368717, факс – (3842) 363766

¹*Кемеровский государственный университет, ул. Красная, 6, Кемерово, 650099*

²*Городской классический лицей, ул. Мичурина, 19, Кемерово, 650099*

Окисление твёрдых углеводородов, углеродных материалов кислородом в виде так называемой низкотемпературной кислородной плазмы (НТКП) протекает по механизму реакций первого порядка. Скорость этого процесса определяется реакционной способностью и доступностью молекул углеводорода. При перемешивании твёрдого реагента процесс протекает с постоянной скоростью до полного выгорания углеродного материала, - при условии, что в твёрдой матрице имеется один реагирующий компонент. Такими являются активированные угли (АУ). Но по составу они являются смесью различных, в основном ароматических молекул, объединенных в нанофрагменты – пакеты, по три молекулы - до активации, и по две – после неё, с зазором между ними, на месте выгоревшей молекулы.

Цель данной работы – выяснить, как влияет на кинетику окисления в НТКП объединение в нанофрагменты (ассоциаты) молекул одного вещества, например, антрацена.

Окисление проводили при температуре антрацена 50 и 80⁰С. Установили, что антрацен окисляется как смесь двух компонентов с разными скоростями взаимодействия с НТКП.

С помощью квантовохимического моделирования в МОРАС оценили распределение электронных плотностей в одиночных молекулах, и в ассоциированных.

Выявили повышение электронной плотности на атомах внутренней молекулы ассоциата из трёх молекул в сравнении с внешними.

Таким образом, наличие в антрацене двух компонентов с разной скоростью окисления возможно объяснить различием электронных плотностей на атомах его молекул в зависимости от их положения в нанофрагментах.

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК КОМПОЗИТА EuO:Fe

А.С.Борухович¹, Н.И.Игнатъева¹, А.И.Стогний², Ю.А.Федотова³, К.И.Янушкевич⁴

¹Институт химии твердого тела УрО РАН, г. Екатеринбург;

²НИИ Радиоматериалов, г. Минск;

³НЦФЧВЭ БГУ, Минск;

⁴Объединенный институт физики твердого тела и полупроводников НАНБ, г. Минск.

e-mail: A.S.Bor@rsyvu.ru; kazimir@ifftp.bas-net.by

В настоящем сообщении приводятся результаты изучения температурных зависимостей удельной намагниченности и мёссбауэровских спектров порошков композита EuO:Fe, а также его наноразмерных пленок, нанесенных на подложку из оптического стекла [1].

Температурная зависимость удельной намагниченности $\sigma(T)$ порошка композита в области $2 \div 70\text{K}$ полностью определяется ферромагнетизмом EuO. С дальнейшим ростом температуры в зависимости $\sigma(T)$ можно выделить три участка, заслуживающих внимания и анализа. В диапазоне температур $77 \div 180\text{K}$ намагниченность композита достаточно резко уменьшается и в области $150\text{-}480\text{K}$ она заключена в интервале $55 \sim 40 \text{ Гс}\cdot\text{см}^3\cdot\text{г}^{-1}$. В диапазоне высоких температур σ уменьшается практически до нуля, испытывая скачок в области ферромагнитной точки Кюри железа. Удельная намагниченность тонких пленок EuO:Fe с ростом температуры до $\sim 480\text{K}$ уменьшается практически линейно. Повышенные значения номинала σ при температурах $T \geq 300\text{K}$, по сравнению с парамагнитным моментом оксида европия с учетом долевого содержания железа в нем, являются следствием наличия в композите наночастиц железа, демонстрирующих суперпарамагнитные свойства. Это заметным образом сказывается на зависимости $\sigma(T)$ в области $T_{\text{кр}} \sim 480\text{K}$. Проявление суперпарамагнетизма в исследованных композитах отражается на их спектрах ЯГР. При комнатной температуре спектры порошков содержат как минимум две шестерки зеемановских линий: одна с $H_{\text{эфф}} = 32,8\text{T}$, $\delta = 0$, $\varepsilon = 0$, другая с $H_{\text{эфф}} = 19,2\text{T}$, $\delta = +0,20 \text{ мм/с}$, $\varepsilon = 0,005 \text{ мм/с}$, относящихся соответственно к $\alpha\text{-Fe}$ и EuO:Fe. Относительная интенсивность секстетов $I_{(\alpha\text{-Fe})} \approx 0,72$; $I_{(\text{EuO:Fe})} \approx 0,28$. Мёссбауэровские спектры пленок представляют собой синглет с изомерным сдвигом $\delta = +0,20 \text{ мм/с}$ и очень слабым расщеплением. Вероятнее всего это обусловлено релаксационными процессами в наноразмерных частицах Fe. Поскольку мёссбауэровский уровень имеет время жизни τ и магнитный момент μ , который прецессирует с ларморовской частотой ω_L в поле $H_{\text{эфф}}$, то вектор намагниченности может изменить свое направление за время T_0 , которое заключено в интервале $1/\omega_L < T_0 < \tau$. Это позволяет изучать динамику магнитных взаимодействий в веществе [2].

Результаты изучения магнитных свойств тонких пленок EuO/Fe и их оптических спектров предсказывают возможность использования этих композитов в качестве спиновых инжекторов в разрабатываемых спинтронных устройствах. В частности, в контакте с широкозонными немагнитными полупроводниками они могут служить основой устройств полупроводниковой спиновой электроники, способных работать при комнатных температурах.

[1] А.С.Борухович, Н.И.Игнатъева и др.// Письма в ЖЭТФ, 2006.- Т. 84.- С. 592

МОРФОЛОГИЧЕСКИЙ ДИЗАЙН НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ РАЗЛОЖЕНИИ КАРБОКСИЛАТОВ МЕТАЛЛОВ

Б.Б. Бохонов, М.Р. Шарафутдинов, Ю.М. Юхин, Б.П. Толочко

*Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения РАН
e-mail: bokhonov@solid.nsk.su*

В данной работе представлены результаты электронномикроскопических и рентгеновских исследований морфологических и структурных характеристик металлических частиц, образующихся при термическом разложении карбоксилатов серебра $[Ag(O_2C_nH_{2n-1})_2]$ и висмута $Bi_6O_4(OH)_4(C_nH_{2n+1}COO)_6$ ($n=2-22$).

Наблюдаемая картина изменения дифракционных характеристик в процессе нагрева от 20°C до 260°C типична для всех изученных карбоксилатов серебра и может быть проиллюстрирована на примере бегената серебра ($n=22$). (рис. 1). Изменения фиксируемые на рентгенограммах $AgBeh$ при нагреве от 20°C до 220°C обусловлены происходящими фазовыми превращениями и позволяют выделить по крайней мере 6 фаз имеющих различные структурные характеристики. Повышение температуры выше 230°C сопровождается исчезновением на дифракционных картинах слоевых рефлексов. В то же время в области малых углов 2θ наблюдается увеличение интенсивности SAXS, максимум которого находится при $2\theta \sim 1.17^\circ$ (рис. 1). Проведенные электронномикроскопические исследования КС показали, что появление малоуглового рассеяния при термическом разложении КС связано с образованием упорядоченных структур из наноразмерных серебряных частиц (рис.2).

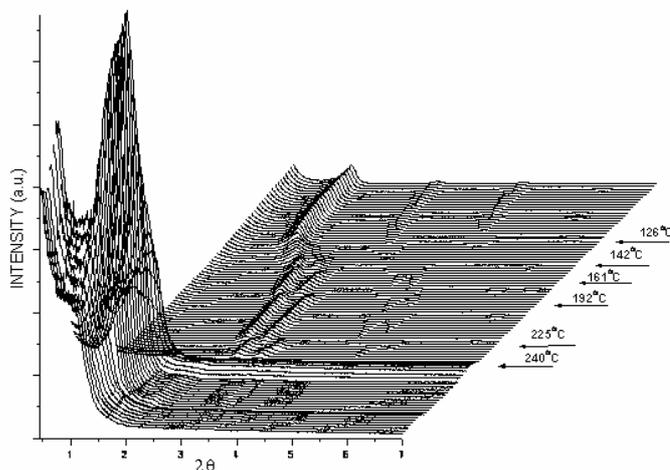


Рис. 1 Изменение рентгенограмм бегената серебра в процессе *in situ* нагрева

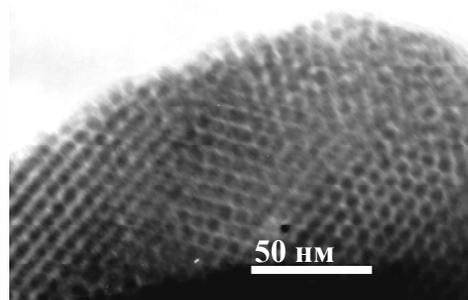


Рис.2 Электронномикроскопическая фотография упорядоченной структуры состоящей из серебряных наночастиц

Проведенные рентгеновские и электронномикроскопические исследования термических превращений, происходящих при нагреве карбоксилатов висмута также показали возможность образования упорядоченных наноразмерных структур.

В работе рассматриваются и обсуждаются возможности изменения морфологических характеристик металлических частиц, образующихся при разложении карбоксилатов металлов в зависимости от условий проведения процесса.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ МЕДИ И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИМЕНЕНИЯ

Б.Р.Гельчинский¹, Л.В.Золотухина¹, Н.В.Кишкопаров¹,
С.А.Оглезнева², Д.В.Ершов³

¹ЗАО НПП «Высокодисперсные металлические порошки», г. Екатеринбург,
e-mail: brg@rimet.ru

²Пермский государственный технический университет ПГТУ, г. Пермь,
e-mail: losa@pm.pstu.ac.ru

³Сибирский государственный технологический университет,
e-mail: fpkt@sibstu.kts.ru

Нанокристаллические порошки меди и ее сплавов получают методом испарения-конденсации на заводе Научно-производственного предприятия «Высокодисперсные металлические порошки» (ЗАО НПП ВМП) в Екатеринбурге (Россия). Технологический процесс получения порошков включает расплавление и испарение металла, конденсацию пара в среде инертного газа и накопление образовавшегося порошка в холодной части объема аппарата. При необходимости производят стабилизацию порошка, пассивирующим агентом.

Свойства сплавов меди зависят от структуры поверхностного слоя испаряющегося расплава и определяются диаграммой состояния и особенностями процессов их получения. Существенное повышение химической активности ультратонких порошков по сравнению с порошками традиционной крупности обуславливает интерес к исследованию специфических возможностей использования нанопорошков меди и медных сплавов для создания материалов с качественно новыми эксплуатационными характеристиками.

Порошки медных сплавов в промышленном масштабе применяются на ЗАО НПП ВМП для производства противоизносных препаратов марки РиМЕТ. При введении между контактирующими поверхностями смазочной композиции, содержащей субмикронный порошок сплава меди, происходит микромодифицирование поверхности металла и образование наноструктурного покрытия, сочетающего в себе высокую твердость с повышенной пластичности. Это покрытие компенсирует и предотвращает износ трущихся поверхностей непосредственно в процессе эксплуатации.

Первые опыты исследования структуры и свойств материалов с добавками нанодисперсного порошка меди показали перспективность их использования для улучшения качества получаемых материалов.

Показано, что легирование порошкового железа нанодисперсным порошком меди в количестве 3 мас.% на структуру и физико-механические свойства спеченных порошковых сталей приводит к существенному улучшению их пластических характеристик: относительное удлинение возрастает в 5 раз, ударная вязкость – в 3 раза, твердость – в 1,25 раза по сравнению со сталями, легированными стандартными порошками меди с размером зерна 15-125 мкм.

Установлено, что небольшие добавки (в количестве 0,25-0,5 мас.%) нанодисперсных порошков металлов в комбинированный наполнитель для шинных резин на основе каучуков общего назначения улучшает их физико-механические и эксплуатационные свойства: условную прочность, сопротивление раздиру и прочность связи резины с металлокордом.

НАБЛЮДЕНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО ХАРАКТЕРА НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ СВЕРХБОЛЬШИХ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЯХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Ni-Fe-Co-Si-B

А.М.Глезер, С.В.Добаткин¹, М.Р.Плотникова, А.В.Шалимова

ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва

e-mail: glezer@imph.msk.ru

¹*ИМЕТ им. А.А.Байкова РАН, Москва*

Проведено изучение механических и магнитных свойств, а также структурных параметров аморфных сплавов Ni-Fe-Co-Si-B, подвергнутых большим пластическим деформациям в камере Бриджмена при различных температурах (293 и 77 К) и при различных степенях деформации ($N = \frac{1}{4} - 8$ оборотов подвижной наковальни). Магнитные исследования, проведенные на вибрационном магнетометре, позволили установить взаимно однозначное соответствие между индукцией магнитного насыщения и объемной долей нанокристаллической фазы в сплаве, образующейся в процессе деформации. Установлен циклический характер изменения объемной доли нанокристаллической фазы при интенсивной деформации при комнатной температуре: сначала заметный подъем с максимумом после одного полного оборота наковальни, затем заметный спуск (минимум соответствует трем полным оборотам и практически полностью аморфному состоянию), а затем столь же существенный подъем. Аналогичным образом ведет себя и коэрцитивная сила, зависящая от размеров и дефектности нанокристаллов.

Деформация при 77 К замедляет цикличность перехода из аморфного состояния в нанокристаллическое и обратно. В процессе первых восьми полных оборотов реализуются только стадии роста объемной доли кристаллической фазы и ее частичного снижения.

Проводены эксперименты по деформации в камере Бриджмена аморфно-нанокристаллических структур в сплаве Ni-Fe-Co-Si-B. Обнаружен сложный характер влияния величины N на структурные параметры и физико-механические свойства аморфных сплавов, содержащих до 30 % нанокристаллической ГЦК-фазы на основе Ni-Fe-Co. С помощью рентгеновского, электронно-микроскопического и магнитометрического анализа показано, что сохраняется обнаруженная ранее применительно к однофазным аморфным сплавам цикличность структурообразования в процессе сверхбольших пластических деформаций. Установлена роль аморфной матрицы и кристаллоструктурных характеристик ГЦК-нанокристаллов в формировании прочности и трещиностойкости двухфазных наноматериалов. Сделано заключение, что процессы перехода из аморфного состояния в кристаллическое и, наоборот, из кристаллического в аморфное при больших пластических деформациях являются фазовыми переходами первого рода, при которых существенную роль играют как процессы термической активации, так и коллективные сдвиговые процессы

ОБЪЕМНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ В СИСТЕМЕ Fe-C, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕХАНИЧЕСКИМ СПЛАВЛЕНИЕМ И МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Е.П.Елсуков¹, В.В.Иванов², С.В.Заяц², С.Ф.Ломаева¹

¹Физико-технический институт УрО РАН, г.Ижевск,
e-mail: yelsukov@fnms.fti.udm.ru

²Институт электрофизики УрО РАН, г.Екатеринбург

Методами рентгеновской дифракции, атомной силовой микроскопии (АСМ), измерениями плотности, микротвердости и коэрцитивной силы изучены объемные наноконпозиты железо-цементит, полученные магнитно-импульсным прессованием (МИП) механически сплавленных (МС) порошков с общим содержанием углерода от 5 до 25 ат. %. МС осуществлялось измельчением смесей элементарных порошков Fe и C(Fe + C), а также, порошка Fe в растворе винилтриэтоксисилана в гептане (Г + ВТЭС). При МИП получали диски диаметром 15 мм и толщиной 1–2 мм. Наилучшие результаты были получены при температуре прессования 500°C и давлении в импульсе 3 ГПа.

На дисках (Fe + C) соотношение количества фаз α -Fe и Fe₃C соответствовало заложенному содержанию C при МС. Размер зерна в фазах составлял 40–50 нм. Плотность образцов (ρ) монотонно уменьшалась от 7.4 г/см³ (95 % рентгеновской плотности) для образца с 5 ат. % C до 6.3 г/см³ (82 % рентгеновской плотности) для образца с 25 ат. % C. Зависимость микротвердости H от концентрации C представляет собой кривую с максимумом $H \sim 9$ ГПа при 15 ат. % C ($\rho = 6.8$ г/см³). На дисках (Г + ВТЭС) полученное количество цементита составило ~ 40 вес. %, т.е. соответствовало общему содержанию C в 10–15 ат. %. Наряду с α -Fe и Fe₃C обнаружено небольшое количество (~ 1 вес. %) фазы Fe₂SiO₄. Возможно, что ее присутствие привело к неожиданно высоким характеристикам скомпактированного методом МИП образца: $\rho = 7.3$ г/см³, $H = 13$ –14 ГПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президиума РАН по разделу «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов».

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛ-УГЛЕРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ $Me@C_m$ ($Me = Ni, Fe, Al, Bi, Ag, Mg, Pd$)

А.Е.Ермаков, М.А.Уймин, А.А.Мысик, Н.В.Мушников,
Ю.С.Поносов, В.С.Гавико, Н.Н.Щеголева

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург
e-mail: yermakov@imp.uran.ru

Капсулированные в углерод наночастицы [1] привлекают внимание исследователей, прежде всего, тем, что углеродная матрица может обеспечить сохранение физико-химических свойств метастабильных нанокристаллических материалов в течение длительного времени. Это имеет большое значение для магнитных нанокомпозитов, которые могут найти применение в качестве среды для хранения информации, ксерографии, адресной доставки лекарственных препаратов, для биомедицины при использовании магнитного резонанса и многих других приложений. Несмотря на значительный научный и практический интерес к капсулированным в углерод наноматериалам, по существу отсутствуют или имеются разрозненные данные по изучению физических и химических свойств (например, каталитической активности) упомянутых нанокомпозитов [2].

Нами разработаны новые методы синтеза металл-углеродных нанокомпозитов на основе различных металлов, капсулированных в углеродную матрицу. В работе представлены результаты синтеза различных наночастиц металлов $Me@C_m$, где $Me-Ni, Fe, Al, Bi, Ag, Mg, Pd$, покрытых (@) углеродной матрицей C_m . Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии, рамановской спектроскопии изучены структурные особенности металл-углеродных нанокомпозитов. Показано, что в зависимости от условий синтеза и рода металла структурное состояние углерода и степень покрытия наночастиц металла углеродом изменяется. Средний размер наночастиц в матрице углерода можно варьировать в пределах от нескольких нанометров до десятков нанометров.

В работе приводятся результаты исследования каталитической активности металл-углеродных нанокомпозитов, использованных как катализаторы гидрирования. В качестве тестовой реакции для выяснения каталитической активности $Me@C_m$ была выбрана реакция гидрирования магния (синтез MgH_2) при измельчении в водороде в энергонасыщенной вибромельнице в присутствии катализаторов. Обнаружена аномально высокая каталитическая активность металл-углеродного катализатора ($Ni@C_m$) в реакции гидрирования магния при механоактивации по сравнению с известными катализаторами на основе переходных металлов, гидридов и оксидов [3].

Обсуждаются структурные, физические, химические свойства и стабильность синтезированных углеродных нанокомпозитов ($Me@C_m$) с целью их практического использования в физике, химии, биологии и медицине.

- [1] П. Харрис. Углеродные нанотрубы и родственные структуры. Новые материалы XXI века. Изд. Техносфера. Москва. 2003.
- [2] Y. Ma, Z. Hu, L. Yu, Y. Hu, B. Yue et al. // J. Phys. Chem. B, 2006.- V. 110.- P. 20118-20122.
- [3] А.Е. Yermakov, N.V. Mushnikov, M.A. Uimin, V.S. Gaviko, A.P. Tankeev, A.V. Skripov, A.V. Soloninin, A.L. Buzlukov // J. Alloys Comp. 2006.- V. 425.- P. 367-372.

СИНТЕЗ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СУПЕРПАРАМАГНИТНЫХ ЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ (Ni, Co) И LiAl-СЛОИСТЫХ ГИДРОКСИДОВ

В.П.Исупов, Л.Э.Чупахина, Р.П.Митрофанова, Е.В.Старикова,
В.В.Болдырев, И.С.Аборнев, О.Н.Мартьянов, В.Ф. Юданов

ИХТТМ СО РАН, ИК СО РАН
e-mail: isupov@solid.nsk.su

Высокодисперсные ферромагнитные композиты, состоящие из микронных или субмикронных частиц ферромагнитных веществ, покрытых оболочкой из инертного материала, на поверхности которого находятся функциональные группы, представляют интерес в качестве магнитных носителей лекарственных препаратов.

В работе рассмотрен новый тип таких систем, состоящий из нанодисперсных частиц ферромагнитных металлов (никеля, кобальта), инкапсулированных в матрицу высокодисперсных Li-Al слоистых двойных гидроксидов (Li-Al СДГ). Исследована возможность синтеза таких систем на основе нанодисперсных частиц никеля (кобальта), находящихся в высокодисперсной матрице Li-Al двойного гидроксида. Показано, что такие системы могут быть получены при термическом разложении Li-Al двойных гидроксидов, содержащих комплексы $[\text{Medta}]^{2-}$ (M – Ni, Co), при температурах от 350⁰С до 500⁰С в вакууме с последующей гидрохимической обработкой продуктов термолитиза водой или водными растворами солей лития. В этом процессе термическое разложение двойных гидроксидов приводит к образованию металлсодержащего композита, состоящего из наночастиц кобальта или никеля, покрытых графитоподобным продуктом и распределенных в матрице рентгеноаморфного алюмината лития. Взаимодействие этого композита с водой или водными растворами солей лития приводит на первом этапе к образованию гидроксидной формы Li-Al СДГ. С применением метода ЭПР *in situ* исследовано изменение ФМР спектров ферромагнитных частиц никеля и показано, что взаимодействие продуктов термолитиза с водными растворами солей лития приводит к быстрому (~1 мин.) сдвигу резонансной линии металлических частиц никеля на 250 Гс в сильное поле и к уменьшению ее ширины на 90 Гс. Последующие небольшие изменения положения резонансной линии и ее ширины практически исчезают после 15-20 минут проведения эксперимента. Наблюдаемое изменение характеристик спектра ФМР можно связать с уменьшением магнитной анизотропии частиц никеля, вследствие уменьшения их размера при частичном окислении или/и с изменением их формы. Предложена схема превращений, протекающих при образовании ферромагнитного композита на основе наночастиц металлов и Li-Al-СДГ.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №06-03-32107), программы Президиума РАН (проект 8.16), а также проекта 5.7.3. программы отделения химии и науки о материалах «Химия и физико-химия супрамолекулярных систем и атомных кластеров».

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОПОРОШКОВ Fe-, Al- И Y-СОДЕРЖАЩИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ОКСИДА ЦИРКОНИЯ И ИХ СПЕКАНИЕ В ОБЪЕМНЫЙ МАТЕРИАЛ.

Г.Р.Карагедов, Н.З.Ляхов

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН
e-mail: garik@solid.nsc.ru

При обработке в планетарной мельнице АГО-2М смесей оксида циркония с оксидом иттрия или металлическими железом и алюминием наблюдается образование высокотемпературной при обычных условиях кубической модификации ZrO_2 . Показано, что фазовый переход обусловлен тремя одновременно протекающими процессами. Измельчение исходной моноклинной модификации до размеров ниже критической величины, также как внедрение в кристаллическую решетку катионов железа, иттрия или алюминия вызывает переход в высоко симметричную модификацию, в то время как возникновение в частицах порошка растягивающих напряжений приводит к обратной трансформации. Увеличение времени и интенсивности механического воздействия вызывает рост суммарного количества кубической модификации вплоть до полного превращения, причем сравнительно небольшие ускорения (8-25 g) оказываются достаточными для достижения значительных степеней фазового перехода, что позволяет осуществлять процесс, используя керамические мелющие тела.

Нагрев указанных выше механически активированных смесей, в которых фазовый переход произошел лишь частично, увеличивает долю в них высоко симметричной модификации вплоть до полного превращения. Область термической стабильности железо-содержащего твердого раствора ограничена 900°C , а алюминий-содержащего 1150°C и сдвигается к низким температурам с понижением давления кислорода над прогреваемым образцом. Поскольку значительного количества аморфной фазы в мехактивированных смесях обнаружить не удалось, причины роста доли кубической или тетрагональной модификации с температурой при образовании метастабильных железо- и алюминий-содержащих твердых растворов окончательно не выяснены, но возможно, эффект связан с отжигом растягивающих напряжений кристаллической решетки.

Оказалось, что спекание спрессованных, из механически активированных смесей с оксидом иттрия, тел в плотный материал возможно только при условии незначительной доли в порошке кубической модификации, образованной в результате уменьшения размера частиц ниже критического, а не в результате внедрения катионов иттрия. В противном случае, в интервале $1000-1100^\circ\text{C}$ происходит резкий рост размера таких, обедненных катионами иттрия частиц с обратным переходом в моноклинную фазу. Сопутствующее переходу увеличение объема генерирует создание в образце макро-дефектов, которые не залечиваются в принятых условиях спекания.

Другим осложняющим спекание фактором является высокая агрегированность механохимически полученных твердых растворов, приводящая к дифференциальному спеканию и, соответственно, низкой конечной плотности.

Учет этих неблагоприятных факторов позволил получить порошки иттрий содержащего диоксида циркония спекающиеся до плотности более 97% при температуре всего 0.47-0.48 от температуры плавления.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И УПРОЧНЕНИЕ КОМПОЗИТА Cu-Nb В ИНТЕРВАЛЕ ТОЛЩИН СЛОЕВ 100 - 5 НМ

М.И. Карпов¹, В.И. Внуков¹, Б.А.Гнесин¹, Г.Е. Абросимова¹, Л.А. Фролова¹,
И.С.Терехова¹, В.П. Коржов¹, И.И. Ходос²

¹*Институт физики твердого тела РАН*

²*Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов РАН*
e-mail: karпов@issp.ac.ru

Образцы многослойного композита Cu-Nb получали путем трехкратного выполнения технологического цикла: сборка пакета (40 пластин ниобия и меди в первом технологическом цикле) – горячая вакуумная прокатка, холодная прокатка на воздухе. Во втором и третьем цикле пакеты собирали из пластин, полученных в предыдущем цикле. В результате был получен композит, состоящий из 64000 слоев меди и ниобия со средней толщиной слоев 5 нм. В процессе холодной прокатки измеряли твердость композита, исследовали формирующуюся в слоях меди и ниобия кристаллографическую текстуру (прямые полюсные фигуры). Структуру исследовали методом сканирующей и трансмиссионной микроскопии.

Обнаружено, что при прокатке композита в третьем технологическом цикле, когда средняя толщина слоев изменяется от 100 до 5 нм, на зависимостях твердости от величины деформации и от толщины слоев наблюдаются два близких к линейному участка. На начальном участке (толщина слоев 100 - 20 нм) зависимости твердости от толщины слоев тангенс угла наклона в 6 раз превышает соответствующее значение на участке 20 - 5 нм. Данные исследования кристаллографической текстуры показывают, что на этом участке появляются компоненты текстуры, свойственные очень большим деформациям, одновременно наблюдается рассеяние всех ориентаций текстуры. Из анализа полученных результатов можно предположить, что ответственными за изменение текстуры и снижение характеристик упрочнения в диапазоне толщин 20-5 нм являются релаксационные процессы на межфазных-межслойных границах. Это может быть диффузионное проскальзывание вдоль границ, движение зернограницных дислокаций, процессы аккомодации сдвигов в соседних слоях.

ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКИХ ЛИСТОВ СПЛАВА VT22 С НАНОСТРУКТУРОЙ

П. А.Классман, Е. Ю.Классман, В. В.Астанин

ИПЦМ РАН, Уфа
e-mail: klassman@mail.ru

Титановые сплавы с нанокристаллической структурой обладают рядом уникальных свойств, как сочетание высокой прочности и пластичности при комнатной температуре, низкотемпературная и высокоскоростная сверхпластичность. Наиболее эффективно нанокристаллическая структура в титановых сплавах достигается интенсивной пластической деформацией, чаще всего кручением под давлением или специальными видами прессования. Во всех случаях процесс подготовки структуры оказывается весьма трудоемким и затратным.

При прокатке тонких листов из массивной заготовки логарифмическая степень деформации может достигать $e=3...4$, что вполне достаточно для подготовки нанокристаллической структуры и позволяет совместить этот процесс с процессом получения самого листа. Задача заключается в оптимальном выборе способа, оборудования и режима прокатки.

В настоящей работе применили прокатку в изотермических условиях (ИТП) при температурах ниже 600°C , со скоростью, близкой к режиму низкотемпературной сверхпластичности. Выбранная температура соответствует интервалу температур старения сплава после предварительной закалки. Таким образом, процесс деформационного изменения структуры сочетался термическим распадом, что дало дополнительный эффект.

Структура полученных листов однородная во всем объеме со средним размером структурных элементов 150 нм. После дополнительного старения появляются колонии пластин размером 30-50 нм. Изучена динамика изменения структуры сплава по степеням изотермической деформации.

Установлено, что измельчение зерен на начальной стадии происходит за счет кооперированных сдвигов, сочетающих в себе механизмы зернограничного проскальзывания (ЗГП) и дислокационного скольжения. В результате чего происходит сдвиг и поворот одной части зерна относительно другой с образованием высокоугловых границ. В процессе ИТП число таких фрагментов увеличивается и вместе с этим увеличивается доля ЗГП, что сопровождается снижением усилия прокатки. Усиление роли ЗГП приводит к существенному ослаблению металлографической и кристаллографической текстуры, что весьма важно для получения изотропных свойств листа.

Изотермической прокаткой были получены листы сплава VT22 толщиной 0,2 мм, обладающие пределом прочности 1470 МПа, относительным удлинением до разрушения 7% при относительном сужении 20...25 %. Толщина газонасыщенного слоя на поверхности не превышала 1,5 мкм, что исключает необходимость традиционного химического травления.

Полученные листы могут быть использованы для тонкостенных пустотелых, ячеистых и сотовых конструкций с повышенной прочностью и минимальной металлоемкостью.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ И НАНОКОМПОЗИТНЫЕ СВЕРХТВЕРДЫЕ ПОКРЫТИЯ – МЕТОДЫ СИНТЕЗА, ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА

А.Д.Коротаев

*Томский государственный университет
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
e-mail: korotaev@phys.tsu.ru*

Создание и фундаментальные исследования нанокристаллических пленок и покрытий является одним из перспективных направлений развития нанотехнологий и получения новых материалов. Особый интерес представляют синтезированные в последнее десятилетие сверхтвердые ($H_u \geq 40$ ГПа) нанокомпозитные покрытия, механические свойства которых и закономерности нелинейной упругости свидетельствуют о достижении в этих материалах состояний, близких к теоретической прочности. Их исследование дает возможность выяснить некоторые общие закономерности поведения высокопрочных материалов, в частности, механизмов формирования их уникальных физико-механических свойств (в том числе при размерах зерна менее 10 нм). Имеются широкие перспективы использования сверхтвердых покрытий в технике.

Представлен обзор основных достижений в разработке физических и технологических принципов создания наноструктурных и нанокompозитных сверхтвердых покрытий. Проведен анализ особенностей их состава, дефектной субструктуры, упруго-напряженного состояния и природы высокой прочности.

Обосновываются идеи о необходимости классификации сверхтвердых нанокompозитных покрытий и в целом нанокристаллических материалов на два класса:

1. Материалы и покрытия с предельно малой величиной зерна $d < (5-6)$ нм, в которых ввиду невозможности генерации и распространения дислокаций следует ожидать реализацию механизмов и элементарных физических носителей деформации, отличных от дислокационных. Обсуждается вопрос о природе таких носителей.
2. Материалы с размером зерна $d > 10$ нм с дислокационными механизмами пластичности.

Выполнен анализ имеющихся данных по структуре сверхтвердых нанокompозитных покрытий с размером зерен $d = (3-6)$ нм и $(20-30)$ нм.

Представлены результаты собственных исследований структуры и упруго-напряженного состояния нанокристаллических покрытий TiN, TiN – металл, TiN – аморфная фаза.

Показано, что текстурированные нанокристаллические покрытия имеют двухуровневую зеренную структуру – зерна размерами $(0.1-0.3)$ мкм фрагментированы на субзерна размерами менее $(10-15)$ нм. Электронномикроскопически в таких покрытиях обнаружены высокая (до 30^0 мкм⁻¹) кривизна кристаллической решетки и дальнедействующие напряжения сжатия до 10 ГПа. Предложена схема формирования указанных структурных состояний в процессе развития текстуры роста.

Обсуждены вопросы влияния размера зерен, внутренних напряжений, дефектной субструктуры и аморфной зернограницной фазы на прочностные свойства покрытий.

РАЗРАБОТКА НАУЧНЫХ ОСНОВ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С КЕРАМИЧЕСКОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗОЙ.

М.А.Корчагин

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, 630128. Новосибирск
e-mail: korchag@solid.nsc.ru*

При изучении влияния предварительной механической активации (МА) реакционных смесей в планетарной шаровой мельнице на основные параметры самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), морфологию и состав продуктов, обнаружено, что в случае реализации твердофазного режима горения, продукты СВС имеют нанометровые размеры зерна.

В результате проведения исследований в направлении объединения возможностей предварительной механической активации реакционных смесей с процессами СВС разработана технология получения порошковых наноккомпозитов с металлическими или интерметаллическими матрицами, упрочненных наноразмерными частицами керамической фазы.

Технология трехступенчатая. На первой стадии смесь исходных порошков (например, титана, бора и меди), подвергается кратковременной механической активации в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице АГО-2. Продолжительность этой предварительной активации составляет всего несколько минут. Затем следует СВС и дополнительная активация уже продуктов СВС.

В результате интенсивной пластической деформации исходной реакционной смеси в мельнице, образуются механокомпозиты, в которых происходит значительное диспергирование реагентов, многократно увеличивается площадь их контакта и создается высокая концентрация неравновесных дефектов и внутренних напряжений.

Очень существенно, что в результате СВС в МА смесях, в продуктах горения образуются частицы керамической фазы с размерами, которые трудно получить другими способами (~ 0,1 мкм). Установлено, что это обусловлено особенностями СВС процессов в активированных смесях и, в первую очередь, снижением температуры горения.

Дополнительная МА продуктов СВС реакции на третьем этапе разработанной технологии приводит к еще более существенному диспергированию частиц керамической фазы в матрице и вновь создает высокую концентрацию неравновесных дефектов в металлической матрице за счет высокоинтенсивной деформации. Дефекты созданные на стадии предварительной МА отжигаются в СВС процессе. Кроме того, эта дополнительная МА может использоваться для получения составов с повышенным содержанием матрицы, получение которых невозможно непосредственным СВС в матрице, а также для введения функциональных добавок в конечный продукт.

Приведены результаты получения с помощью разработанной технологии композитных порошков с металлическими (Cu, Ni) и интерметаллическими матрицами (TiNi, TiAl₃), упрочненных наноразмерными частицами TiB₂.

Определены условия и режимы консолидации порошковых композитов, обеспечивающих получение объемных материалов с максимально возможным сохранением наноразмерности упрочняющей фазы.

СТРУКТУРНЫЕ АНОМАЛИИ В ПЛЕНКАХ Ti/Al С ИСКУССТВЕННОЙ МОДУЛИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ

В.С. Крапошин, П.А. Цыганков, К.О.Базалеева, А.Н. Носырев

Московский Государственный Технический Университет им. Н.Э. Баумана
e-mail: kraposhin@bmstu.ru

Методом рентгеноструктурного анализа исследовали структуру многослойных пленок, образованных чередованием слоев титана и алюминия с индивидуальной толщиной от 1,8 до 900 нм. Общее число слоев достигало нескольких сотен. Пленки получены методом магнетронного напыления; осаждение проводили на кремниевые и ситалловые подложки при комнатной температуре. Фазовый состав пленок регистрировали в исходном состоянии или после отжига при 200 и 300°C длительностью 1 ч. Микроструктуру наблюдали с помощью световой и растровой электронной микроскопии, проведены измерения микротвердости. Дифракционная картина поверхности нанокристаллических пленок зависит от толщины индивидуального слоя отдельных металлов. При максимальной толщине слоя (900 нм) на дифрактограмме наблюдаются все отражения от кристаллической решетки Al и некоторые отражения от решетки Ti, рентгеновские линии Al более острые, чем линии Ti. Начиная с толщины индивидуального слоя 90 нм, на рентгенограммах фиксируются лишь линии (111) и (222) Al, а также линия (100) Ti. При больших толщинах индивидуального слоя линию (100) Ti не наблюдали. На рентгенограммах нанопленок с толщиной индивидуального слоя от 1,8 до 7,4 нм рядом с основными максимумами Al (111) и (222) наблюдаюли дополнительные пики. Эти пики не совпадают ни с линиями от чистых металлов, ни с линиями каких-либо интерметаллидных фаз. Угловой интервал между дополнительными линиями и отражениями Al тем шире, чем меньше толщина индивидуального слоя нанопленки. При толщинах индивидуального слоя 12.4 и 15.8 нм расстояния между основным и дополнительным максимумами становится незначительным, они перекрываются, и наблюдается лишь изменение формы рентгеновских линий (hhh)Al. При толщине слоя 25 нм эффект исчезает. Отжиг при 200°C привел к уменьшению интенсивности дополнительных максимумов, после отжига при 300°C они исчезли. При уменьшении толщины индивидуального слоя ниже 90 нм микротвердость композитной пленки резко возрастает. Наблюдаемые эффекты интерпретируются как образование на границах раздела Ti/Al кластеров Франка-Каспера.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 05-02-17141.

**СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ
НАНОСИСТЕМ НА ОСНОВЕ СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА
ЦИРКОНИЯ**

С.Н.Кульков, С.П.Буякова

*ИФПМ СО РАН, г.Томск, 634021, пр.Академический, 2/1.
e-mail: kulkov@ms.tsc.ru*

Исследованы структура, фазовый состав наносистем на основе диоксида циркония, полученных методом плазмохимической денитрации водных растворов солей в плазме высокочастотного разряда. Изучено морфологическое строение ультрадисперсного порошка ZrO_2 , его изменение при механической активации, прессовании, отжиге. Показано, что в процессе мехактивации данная наносистема разделяется на две подсистемы с отличающимися на два порядка средним размером структурных элементов. При этом возрастает доля квазиаморфной (рентгеноаморфной) фазы. Это позволяет направленно изменять характеристики спеченных материалов. Показано, что при прессовании в ней наблюдается три области с разными преобладающими механизмами уплотнения при прессовании (компактирования порошка): перемещение частиц, фазовый переход, разрушение.

Показано, что, изменяя скорость нагрева при спекании такой наносистемы, можно направленно варьировать ее усадку на стадии изотермического спекания. При этом, чем выше температура спекания, тем медленнее происходит уплотнение на изотермической стадии. Это позволяет получать материалы с разными значениями пористости, но высокими значениями прочности спеченного материала вследствие формирования стержневых (иногда пластинчатых) структур, обладающих высокой прочностью каркаса вследствие высокой прочности сформированной связи между наночастицами.

МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ, УПРОЧНЕННЫЕ ЧАСТИЦАМИ КЕРАМИКИ

Ю.А.Курганова, Т.А.Чернышова, Л.И.Кобелева

ИМЕТ им. А.А.Байкова РА,
e-mail: chern@ultra.imet.ac.ru, kurganova_ya@mail.ru

В последние годы активно разрабатывают и исследуют объемные ультрамелкозернистые материалы, в которых формирование наноструктуры (размер зерен $<0,1\text{--}0,3$ мкм) достигается в результате интенсивной пластической деформации (ИПД). Интерес исследователей к материалам с наноструктурой обусловлен возможностью значительного улучшения свойств материалов не за счет изменения химического состава, а только за счет диспергирования структуры. Определенный интерес представляют особенности наноструктурирования гетерофазных материалов.

В настоящей работе исследовали структуру и свойства композиционных дисперсноупрочненных материалов с металлической матрицей (КМ), приобретенные в результате ИПД. Матричными материалами служили алюминиевые сплавы АМг1 и Д16, армирующими наполнителями – частицы SiC размером <3 и 28 мкм. КМ получали методом замешивания частиц в расплавы. Для сравнения исследовали литую медь М1 (размер зерна $d=10$ мкм) и КМ на ее основе с добавкой 0,5 вес.% нанопорошков Al_2O_3 размером <30 нм. КМ в исходном экструдированном состоянии имели размер зерна $\sim 0,6$ мкм. ИПД кручением проводили на установке типа наковален Бриджмена при давлении 6 ГПа. Толщина исходных образцов 2 мм, после ИПД 0,6 мм, диаметр 10 мм.

Структуру образцов исследовали методами оптической и электронной микроскопии. Механические испытания образцов на разрыв, проводили на машине ИММАШ, скорость растяжения $2 \times 10^{-3} \text{с}^{-1}$. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 (табл.).

Матрица	наполнитель V_p , % вес.	Исходное состояние	Свойства до ИПД		Свойства после ИПД	
			σ_b , МПа	H_u , ГПа	σ_b , МПа	H_u , ГПа
АМг1	-	литье	140	0,4		
АМг1	SiC ₃ - 2,5%	литье	184	0,64-0,9	360	1,68-1,72
АМг1	SiC ₂₈ – 5%	литье			263	
Д16	-	литье+Т4	290	0,85	403	
М1	-	литье	205	0,6	399	2,6
М1	$\text{Al}_2\text{O}_3(<30\text{нм})$ – 0,5%	литье+экструзия			510	

Металлографически установлено, что дисперсные частицы SiC и наночастицы Al_2O_3 равномерно распределены в объеме матриц. После ИПД происходит перераспределение частиц, структура становится полосчатой, размер зерна матрицы уменьшается до 0,3 мкм. ИПД приводит к росту прочности и твердости как монолитных, так и образцов КМ. Упрочнение КМ при ИПД зависит от размера и объемного содержания армирующих частиц и более заметно при армировании частицами микронного диапазона (<3 мкм).

Поддержано грантами МК-3265.2006.8 и РФФИ 05-03-32217

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ РЕАЛИЗАЦИИ НЕРАВНОВЕСНЫХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ УДАРНОГО СИНТЕЗА НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В.Н.Лейцин, М.А.Дмитриева

*Томский государственный университет
e-mail: leitsin@ftf.tsu.ru*

Рассматриваются экзотермические химические превращения в ударно нагруженных конденсированных смесях, способных к самораспространяющемуся высокотемпературному синтезу. В модели поведения ультрадисперсных химически реагирующих твердофазных материалов термомеханическое состояние и фазовый состав рассматриваются одновременно на макро и микроскопических уровнях, учитывается возможность перехода к неравновесным физико-химическим процессам, приводящим к формированию наноструктуры и запуска химических реакций на фронте ударного импульса. Критерий запуска неравновесных процессов синтеза объединяет условия малости степени химических превращений, максимальной степени пластического деформирования ультрадисперсных порошковых частиц реагирующих компонентов смеси, изменения агрегатного состояния реагирующей среды, выполнения статистического критерия реализации «турбулентного» режима уплотнения, динамический модальный анализ. Учитывается наличие макроскопической структуры неоднородности концентрации компонентов и удельного объема пор, сформированной на стадии подготовки смеси и предварительного компактирования, и ее модификация в процессе физико-химических превращений. Учитывается механическая активация (понижение порога инициирования химических превращений и увеличение их скорости), определяемая процессами пластического деформирования частиц реагирующих компонентов, разрушением поверхностных слоев и диспергированием частиц и их агрегатов. Допускается возможность фазовых переходов и изменение агрегатного состояния компонентов гетерогенного порошкового тела. В случае плавления легкоплавкого компонента реагирующая среда представляется твердофазным каркасом, насыщенным расплавом. Микромеханическое поведение смесового компакта исследуется с позиций механики пористых сред. Краевая задача теплопереноса представляется одно- или двухтемпературными уравнениями (для твердофазного каркаса и расплава легкоплавкого компонента) с источниками и стоками. Источники тепла определяются экзотермическими эффектами химической и механической природы, стоки – тепловыми потерями на фазовые переходы. Учитываются конвективный тепло- и массопереносы, вызванные фильтрацией расплава под действием термокапиллярных сил. В присутствии жидкой фазы локальные теплофизические отклики реагирующей среды и конвективные процессы моделируются в микрообъемах элементов макроскопической структуры неоднородности с позиций механики зернистого слоя. Макрокинетика механохимических превращений представляется многоуровневой краевой задачей аррениусового типа с параметрами, зависящими от масштаба структуры неоднородности, концентрационно-фазового состава в локальных микрообъемах реагирующей среды, степени механической активации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №05-08-01377а)

СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ ПРИ ВЗРЫВЕ АЗИДОВ ТЯЖЕЛЫХ МЕТАЛЛОВ

Л.А.Лукьянчиков, Н.З.Ляхов¹, Л.А.Мержиевский, Э.Р.Прууэл,
К.А.Тен, Р.К.Тухтаев¹, Б.П.Толочко¹.

Институт гидродинамики им. М.А.Лаврентьева СО РАН
¹ *Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН*
e-mail: luk@hydro.nsc.ru, merzh@hydro.nsc.ru

Азиды тяжелых металлов легко разлагаются (взрываются) при внешних энергетических воздействиях с образованием дисперсных частиц металлов и газообразного азота. Это позволяет использовать их для получения металлических наночастиц.

В данной работе приводятся результаты изучения возможности получения наночастиц при воздействии светового (лазерного), рентгеновского (рентгеновские трубки, рентгеновская компонента синхротронного излучения), электронного пучка на кристаллы азидов и при инициировании детонации компактных зарядов. Исследовалось разложение азидов серебра, меди, алюминия. Параметры образующихся частиц определялись с помощью рентгеноструктурного и химического анализа, малоуглового рассеяния синхротронного излучения и электронного микроскопа.

Полученные данные свидетельствуют об образовании металлических наночастиц с достаточно узким распределением по размерам. Параметры частиц практически не зависят от способа инициирования. Обсуждаются перспективы применения данного способа получения наночастиц металлов.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА НА ЭФФЕКТЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ПАМЯТИ ФОРМЫ.

Л.Л. Мейснер¹, А.И. Лотков¹, В.П. Сивоха¹, А.А. Нейман², С.Н. Мейснер²,
Б.П. Гриценко¹, В.П. Ротштейн³

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,
e-mail: llm@ispms.tsc.ru*

²*Томский государственный университет, г. Томск,*

³*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск.*

В работе исследовано влияние синтезированных в поверхностных слоях никелида титана ионно- и электроннопучковыми импульсными воздействиями наноструктурных состояний на эффекты сверхэластичности (СЭ), памяти формы (ЭПФ) и величину реактивных напряжений, развиваемых образцами после разгрузки.

Исследования проведены на образцах сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ с температурами мартенситного превращения $B2 \leftrightarrow B19'$: $M_n=283$ К, $M_k=261$ К, $A_n=299$ К, $A_k=322$ К (M_n , M_k , A_n , A_k – температуры начала и конца прямого и обратного МП, соответственно).

При ионной модификации ионы кремния, титана, циркония и палладия имплантировались при ускоряющем напряжении 60 кВ с частотой следования импульсов 50 Гц. Дозы облучения варьировали. Температура образцов в процессе ионной имплантации не превышала 373-424 К. При облучении низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП) параметры пучка варьировали в интервалах: средняя энергия электронов 15- 20 кэВ, плотность энергии за импульс 5- 8 Дж/см², длительность импульса 1,5 – 3,5 мкс, число импульсов в серии 10-100, частота повторения импульсов 0,1 Гц.

Обнаружено, что в образцах с синтезированными поверхностными наноструктурами наблюдаются смещения температурных интервалов неупругого накопления деформации и формовосстановления, более значительные после обработки электронами, чем ионными пучками. Деформационные параметры СЭ и ЭПФ после ионных обработок не только не снижаются, а даже повышаются в интервалах невысоких нагружений (менее 200÷300 МПа). Модификация образцов методом НСЭП, упрочняет поверхностные слои, подавляет МП в прилежащих к ним объемах материала, а также препятствует развитию пластической деформации даже при увеличении внешнего механического напряжения выше 400÷500 МПа. В интервале температур 273÷373 К образцы с наноструктурой в тонком (~100 нм) легированном ионными пучками слое развивают большие усилия, чем немодифицированные. При имплантации металлических ионов величина реактивных напряжений увеличивается на ~100÷200 МПа, тогда как при имплантации ионов кремния этот параметр в 1,5 - 2 раза превышает значения для немодифицированных образцов.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ МАССИВОВ МЕТАЛЛО-ОКСИДНЫХ НАНОСТРУКТУР С УНИКАЛЬНЫМИ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

А.М.Мозалев, Г.Г.Горох, А.Н.Плиговка, Ю.В.Глузд

*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,
ул. Бровки, 6, г. Минск 220013, Республика Беларусь*

Создание наноструктурных метериалов и разработка технологических процессов нанoeлектроники определяют будущее развитие электронной науки и технологии. В данной работе с помощью метода электрохимического анодирования были получены двумерные массивы самоорганизованных металло-оксидных наноструктур с уникальными электрофизическими свойствами.

Исходные образцы представляли собой двухслойные тонкопленочные системы из Ta (снизу) и Al (сверху), сформированные напылением в вакууме на диэлектрические подложки. Сначала анодировали верхние слои Al при постоянном анодном напряжении от 10 до 53 В для формирования пленок пористого анодного оксида алюминия (АОА) с различным размером и расположением пор. Затем анодировали подслоя Ta через поры в АОА, после чего реанодировали остающиеся непрокисленные участки подслоя тантала разверткой напряжения до более высоких величин. Измеряли удельное поверхностное сопротивление R_s и температурный коэффициент сопротивления (ТКС) полученных структур на постоянном и переменном токе в температурном и частотном диапазонах.

С помощью сканирующей электронной микроскопии было установлено, что полученные пленки состоят из регулярно расположенных оксидных островков-выступов (Рис.1а), разделенных областями металлического тантала, которые представляет собой сетку с низкоразмерными самоупорядоченными ячейками из сверхкоротких (20-5 нм) танталовых нанопроводников (Рис.1б).

Наноразмерное, квазитрехмерное структурирование и высокая плотность упаковки (до 10^{11} см^{-2}) полученных образцов приводит к аномально высоким, но стабильным и воспроизводимым значениям R_s (10^2 - 10^6 Ом/кв) и низким, отрицательным величинам ТКС (до -5 ppm/K) в определенной зависимости от условий формирования. Дополнительно были обнаружены регулярные осцилляции R_s при реанодировании подслоя тантала в результате возникновения размерных эффектов в упорядоченном массиве квантовых проводников.

В настоящее время ведутся работы по созданию тонкопленочных электрорезистивных покрытий с улучшенными функциональными характеристиками на основе разработанных наноструктурных метариалов и технологии их получения.

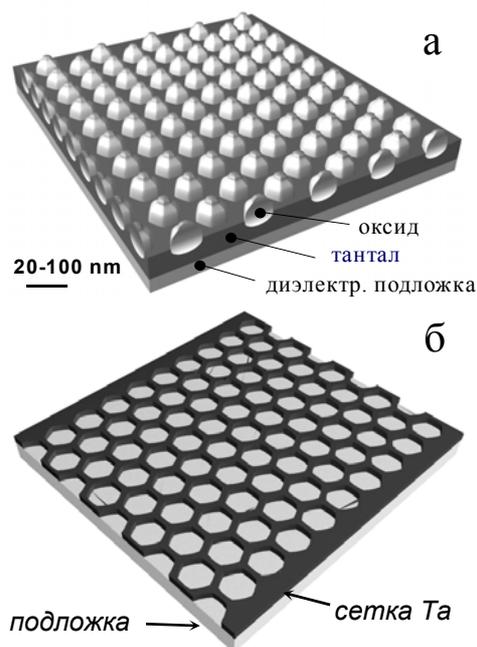


Рисунок 1

УЛЬТРАБЫСТРЫЙ ТВЁРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ В ТОНКИХ ПЛЁНКАХ

В.Г.Мягков¹, Л.Е.Быкова¹, Г.Н.Бондаренко²

¹ *Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск, 660036,*

² *Институт химии и химической технологии СО РАН, Красноярск, 660036,
e-mail: miagkov@iph.krasn.ru*

В последние годы существует постоянный интерес к ультрабыстрым превращениям и реакциям, протекающим в твёрдом состоянии. В частности, твёрдофазный синтез под действием ударных волн за времена $\tau = (10^{-5} - 10^{-7})\text{с}$ приводит к образованию продуктов реакции размером $d = (10 - 100)\text{мкм}$. Это соответствует крайне завышенному значению эффективного коэффициента диффузии $D_{\text{eff}} \sim d^2/4\tau = (10^{-1} - 10^{-5})\text{м}^2/\text{с}$ и противоречит медленному диффузионному механизму, который является единственным в объяснении массопереноса в твёрдом состоянии. Отсутствие ясного понимания механизмов твёрдофазного синтеза не позволяет прогнозировать фазовый состав продуктов реакции и пары реагентов, на которых ультрабыстрый синтез может быть реализован.

В наших работах показано, что твёрдофазный синтез в тонких плёнках определяется твёрдофазными превращениями продуктов реакции. Среди твёрдофазных превращений мартенситные переходы выделяются тем, что происходят бездиффузионным кооперативным сдвигом высокосимметричной аустенитной фазы в низкосимметричную мартенситную фазу. Поэтому крайне неожиданным оказалось, что и мартенситные превращения могут определять твёрдофазные реакции в тонких плёнках. Это позволяет предположить, что и твёрдофазные реакции, определяемые мартенситными превращениями, могут менять кинетику под действием механических напряжений, носить взрывной характер и проходить при криогенных температурах.

На примере наносекундного ($\tau \sim 10\text{нс}$) лазерного синтеза мартенситных и аустенитных фаз в Cd/Au(111)/MgO(001) и Al/Ni(001)/MgO(001) плёнках показано, что эффективный коэффициент диффузии $D_{\text{eff}} \sim 10^{-8}\text{м}^2/\text{с}$ имеет крайне высокое значение. Сверхбыстрый характер массопереноса и эпитаксиальный рост продуктов реакции позволил предложить мартенсито-подобный механизм атомного переноса, который должен быть доминирующим в ультрабыстрых твёрдофазных реакциях в тонких слоях. Мартенсито-подобный механизм предполагает направленное движение атомов реагентов через слой продуктов реакции кооперативным сдвигом по плоскостям и направлениям, совпадающих с плоскостями и направлениями мартенситного сдвига. Также как мартенситные сдвиги мартенсито-подобные сдвиги атомов при твёрдофазном синтезе должны иметь низкую (или нулевую) энергию активации и могут проходить со скоростями, сравнимыми со скоростью звука.

Связь мартенситных превращений с твёрдофазным синтезом предполагает способ прогнозирования ультрабыстрых твёрдофазных реакций. Синтез под действием ударных волн должен осуществляться, прежде всего, на порошковых системах, которые по диаграмме состояния имеют мартенситные фазы с низкой мартенситной точкой. В частности, можно ожидать синтез при ударном сжатии в порошковых системах Cd-Ag ($M_S \sim 300\text{ К}$), Ni-Ti ($M_S \sim 360\text{ К}$) и т.д.

Авторы благодарят Фонд ОАО ММК, ИТЦ "Аусферр" и ФНиО "Интелс" (грант № 11F001C) за финансовую поддержку.

**ПАРАМЕТРЫ СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ
МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА ИЗ СОЛЕВЫХ СИСТЕМ.**

Е.П.Найден¹, В.А.Журавлев¹, В.И.Итин², О.Г.Терехова², А.А.Магаева²,
Ю.Ф.Иванов², Ю.М.Максимов², В.В.Болдырев³

¹Томский государственный университет, Россия, 634050, г. Томск, проспект Ленина,
36

e-mail: naiden@elefot.tsu.ru

²Томский научный центр СО РАН, Отдел структурной макрокинетики
Россия, 634021, г. Томск, пр. Академический 10/3

e-mail: terog@dsm.tsc.ru

³Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Россия, 630128, г.
Новосибирск, ул. Академика С.С. Кутателадзе, 18

e-mail: boldyrev@solid.nsc.ru

Известно, что при переходе магнитоупорядоченных веществ в наноразмерное состояние их основные магнитные характеристики определяются не только химическим составом, но и размерами частиц магнетика.

Цель настоящей работы - установление взаимосвязи между структурными характеристиками и фундаментальными магнитными свойствами наноразмерных порошков феррошпинелей, полученных методом механохимического синтеза из солевых систем в присутствии инертного разбавителя – хлорида натрия.

Основные структурные и магнитные характеристики исследованных наноразмерных порошков феррошпинелей приведены в таблице.

Таблица

Параметры структуры и основные магнитные свойства наноразмерных порошков феррошпинелей, в скобках - значения соответствующих параметров для массивных образцов

Образец	•Размер о. к. р., нм,	••Размер частиц, нм, сред.	$\Delta d/d \cdot 10^3$	σ , Гс*см ³ /г	H_a , Э
Fe ₃ O ₄	11	7	7.8	26 (92)	520 (680)
LiFe ₅ O ₈	9.8	9	8.7	16 (68)	576 (640)
MgFe ₂ O ₄	11.2	6	8.0	6 (32)	550 (690)
MnFe ₂ O ₄	11.2		7.4	19 (80)	580 (140)
CoFe ₂ O ₄	9.2	6	8.8	22 (82)	1280 (12500)

• – по данным рентгеноструктурного анализа; •• – по данным электронной микроскопии.

Анализ результатов показывает, что общим для всех исследованных нанопорошков феррошпинелей является существенное уменьшение удельной спонтанной намагниченности по сравнению с таковой для массивного магнетика, а также заметное изменение эффективного поля магнитной анизотропии. Обсуждаются модели формирования фундаментальных магнитных свойств наноразмерных частиц феррошпинелей.

ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРА И НАНОДИСПЕРСНОГО ОКСИДА ТИТАНА МИКРОВОЛНОВЫМ НАГРЕВОМ ЕГО ГИДРОКСИДА

И.В.Николаенко, Г.П.Швейкин

Институт химии твердого тела УрО РАН, г. Екатеринбург
e-mail: nikolaenko@ihim.uran.ru

Известны методы получения оксидов титана наноразмерной величины с использованием плазмохимии или осаждением из растворов, для осуществления которых необходимы высокие температуры, сложность аппаратного оформления или большие энергетические затраты. Поэтому предлагается метод получения нанодисперсных материалов с использованием микроволнового электромагнитного поля, которое в отличие от традиционного термического нагрева, сохраняет размер частиц в первоначальной форме, способствует отсутствию агломерации и спеканию наружной части образца.

Для исследований исходные гидроксиды титана получали путем осаждения сульфатов титана аммиаком до pH 7 -7,5 при постоянно работающей мешалке. Полученную суспензию отфильтровывали и промывали осадок сначала слабой серной кислотой 5 %-ной и потом водой для выведения примесных сульфатных солей. Влажный осадок гидратированного титана аморфной структуры подвергали обработке в муфельной микроволновой печи (частота 2450 МГц, мощность 700 Вт) до полного распада гидратов и образования оксидов титана в форме кристаллизационных солей. Разогрев образцов происходил самопроизвольно за счет присутствующей гидратной влаги. С увеличением образования оксида титана температура образцов падает до постоянной и больше не понижается.

Как показали исследования, для получения кристаллического оксида титана анатазной модификации достаточно образец гидроксида титана выдерживать 20-25 минут при температуре не выше 250°C. В результате получают размер частиц от 5 мкм до наноразмерной величины.

Если использовать инертную добавку в виде сажи, которая вводится в раствор до осаждения сульфата титана, тогда температуру обжига смеси гидроксида титана с сажей можно повысить до ~800°C, за счет частичного горения сажи и появляется возможность получения кристаллического оксида титана рутильной модификации с размером частиц менее 100 нм. Использование сажи позволяет повысить температуру образца и снизить размер частиц до наноразмерной величины.

Таким образом, в результате исследований установлено, что гидроксид титана проявляет радиопоглощающие свойства и под действием микроволнового излучения происходит термолит - испарение воды с получением кристаллического оксида титана ультра-нанодисперсного размера различных модификаций. Электромагнитное поле позволяет сохранять размер частиц без их спекания и роста.

Исследованы температуры саморазогрева образцов гидратов титана под действием СВЧ-поля, которые составили 300-400°C и 700-1000°C в зависимости от массы образца и количества сажи.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА, ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ Al-Sn, Al-Sn-Pb

Н.И.Носкова, Н.Ф.Вильданова, Р.В.Чурбаев, Л.Г.Коршунов

Институт физики металлов УрО РАН, г.Екатеринбург, Россия

e-mail: noskova@imp.uran.ru

Ранее для создания субмикроструктурной и нанокристаллической структуры в сплавах алюминия было использовано: легирование малыми добавками (0.1-0.5 вес %) редкоземельных и тугоплавких переходных металлов с ограниченной растворимостью или нерастворимыми в алюминии, в частности, 0,2%Sn. Для сравнения эффекта влияния на образование наноструктуры малых и больших легирующих добавок были исследованы сплавы алюминия с большим содержанием олова, а также олова и свинца. Известно, что сплав Al-30 вес.%Sn характеризуется ограниченной растворимостью олова в алюминии в жидком состоянии. Его используют в технике в качестве антифрикционного материала. Если часть олова заменить свинцом, что снизит коэффициент трения и увеличит износостойкость материала, то одновременно с этим прочность (σ_B) и пластичность (δ) будут понижены. Так при введении 25% Pb σ_B упадет на 15%, а при 35%Pb – на 25%. Естественно встает вопрос о способе восстановления прочности и пластичности этих сплавов.

Одним из перспективных способов повышения прочности и пластичности является создание в материале нанокристаллической структуры, например, интенсивной пластической деформацией (обработкой сдвигом под давлением). В данной работе была использована деформация сдвигом под высоким давлением $P=5$ ГПа на разные степени логарифмической деформации ($\epsilon = 3,9; 5,3$ и $6,4$, что соответствует 2, 4 и 6 оборотам наковальни Бриджмена) для создания нанокристаллической структуры в трех сплавах: Al+30%Sn, Al+15%Sn+25%Pb и Al+5%Sn+35%Pb.

Интенсивная пластическая деформация осуществлялась прокаткой (до 90%) и деформацией сдвигом под высоким давлением 5 ГПа. У сплавов были определены размер зерна, фазовый состав, предел текучести, предел прочности, относительное удлинение (при температуре испытания 23°C), микротвердость и коэффициент трения. В полученном высокопрочном нанокристаллическом состоянии алюминиевых сплавов было изучено развитие микротрещин при деформации растяжением методом «in situ».

Исследование структуры и измерения твердости по Виккерсу этих сплавов привело к неожиданным результатам. Оказалось, что измельчение зерна в каждом сплаве сопровождается либо немонотонным изменением, либо падением твердости. В нанокристаллическом состоянии для каждого сплава размер фаз легирующих элементов становился меньше, а распределение более равномерное. Следует отметить, что, когда размер фазы и нанозерен матрицы значительно уменьшался (меньше 20 нм), сплавы Al+15%Sn+25%Pb и Al+5%Sn+35%Pb рассыпались в порошок.

Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФИ, проект № 04-02-17674.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОМ ОБЛУЧЕНИИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО СПЛАВА

В.Е.Овчаренко¹, С.Г.Псахье¹, Н.Н.Коваль², Ю.Ф.Иванов²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г.Томск

²Институт сильноточной электроники СО РАН, г.Томск

e-mail: ove45@mail.ru

Импульсное электронно-пучковое облучение металлических материалов позволяет реализовать сверхвысокие скорости нагрева (до 10^6 град/с) до закритических температур и охлаждения (10^9 град/с) в условиях предельных градиентов температуры в тонком приповерхностном слое (10^{-3} - 10^{-4} мм) облучаемого материала. В приповерхностном слое облучаемого материала создаются условия образования неравновесных структурно-фазовых состояний. Особый интерес представляет исследование влияния импульсного электронно-пучкового облучения на формирование неравновесных структурно-фазовых состояний в композиционных материалах с высокоразвитой системой внутренних поверхностей раздела, таких как металлокерамические сплавы на основе тугоплавких химических соединений с металлической связкой. Дисперсное строение металлокерамической композиции определяет в данном случае возможности реализации межфазного взаимодействия компонентов композиции по метастабильным диаграммам состояния.

В настоящей работе приведены результаты исследования микроструктуры, фазового состава, коэффициента трения в приповерхностном слое металлокерамического сплава на основе карбида титана с никельхромой связкой (соотношение карбидной и связующей компонент 50:50), после импульсного облучения его поверхности низкоэнергетическим (до 20 кэВ) частотно-импульсным плазменным источником электронов. Методами электронной микроскопии установлено, что облучение поверхности металлокерамического сплава электронным пучком с длительностью импульсов облучения $\geq 10^{-4}$ с при плотности энергии в пучке 40 Дж/см² приводит к существенной модификации дисперсной структуры сплава. В приповерхностном слое толщиной ~5...8 мкм происходит плавление металлического связующего и растворение частиц карбидной фазы, формируются ячейки кристаллизации металлического связующего, разделенных прослойками второй фазы, образуется дислокационная субструктура, происходит дисперсионное твердение связующего путем выделения наноразмерных частиц карбида титана TiC и интерметаллического соединения Al₂Ti. Ниже указанного слоя формируется структура дисперсного строения в виде карбидных частиц в наноструктурной матрице. Толщина модифицированного слоя металлокерамического сплава с наноструктурным связующим определяется технологическими режимами облучения: длительностью и количеством импульсов, плотностью энергии в импульсе облучения.

Методами экспериментальных исследований установлено, что формирование в приповерхностном слое металлокерамического сплава нанокристаллической структуры кратным образом снижает коэффициент поверхностного трения, в 2 и более раз повышает прочность металлокерамического сплава при его нагружении со стороны облученной поверхности и стойкость сплава в режиме резания металла.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МАГНИТОТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ CoCu/Cu, NiCu/Cu И CoNiCu/Cu МУЛЬТИСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ

С.Н. Овчинникова, А.И. Маслий, В.В. Болдырев

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, 630091, Мичурина 15,
Новосибирск, Россия
e-mail: ovchin@solid.nsc.ru*

Слоистые структуры из чередующихся слоев магнитного и немагнитного металлов нанометровой толщины (multilayers – ML) обладают особыми магнитными свойствами (в частности, эффектом гигантского магнитосопротивления - GMR). Импульсный электролиз благодаря простоте управления электрическими параметрами рассматривается как наиболее перспективный способ получения ML.

Работа посвящена анализу особенностей электроосаждения ML и их влиянию на величины GMR на примере CoCu/Cu, NiCu/Cu и CoNiCu/Cu ML. Характерной особенностью электрохимического процесса получения ML является включение немагнитного компонента (меди) в магнитный слой. В режиме импульсного электролиза существует как минимум три возможности обогащения магнитного слоя медью: 1) совместное осаждение компонентов на стадии осаждения магнитного слоя; 2) селективное анодное растворение магнитного компонента в области потенциалов осаждения меди; 3) растворение магнитного компонента за счет реакции контактного обмена (цементации) в период паузы между импульсами тока.

Методами in-situ кварцевой микрогравиметрии в сочетании с кулонометрией и инверсионной вольтамперометрией, а также ex-situ рентгенфлюоресцентного и химического анализов состава осадков, исследованы основные каналы обогащения магнитного слоя медью и разработаны рекомендации по снижению включения меди. Они связаны, в первую очередь, с введением в состав электролита комплексообразователей, образующих стойкие анионные комплексы с катионами меди. Показано, что использование сульфосалицилатного (SSal) электролита с pH=6.0 приводит к снижению содержания меди в магнитном слое в 2,5 раза (относительно pH=2.2), а также способствует уменьшению скорости контактного обмена CoCu/Cu ML. Для повышения устойчивости магнитного слоя в период осаждения Cu необходимо выбирать потенциал осаждения Cu (E_{Cu}) как можно ближе к потенциалу начала выделения Co, а также вводить в состав магнитного слоя Ni, который в исследуемых условиях способствует пассивации магнитного слоя и подавлению селективного растворения Co.

Магнитосопротивление ML [CoNiCu(16-40Å)/Cu(20-45Å)]₁₀₀ на подложке Ni, напыленного на стекло, измерялось при комнатной температуре и напряженности поля 0-5 кЭ. Установлено, что уменьшение содержания Cu в Co слое с 18 до 8 % за счет изменения pH SSal электролита с 2.2 до 6.0 приводит к росту продольной и поперечной компонент GMR с 1.8% до 3.5%. Ускорение цементации меди кобальтом в период паузы (pH=2.2) приводит к исчезновению эффекта GMR (по-видимому, за счет нарушения сплошности Co слоя). В то же время, при pH=6.0 и заторможенном контактном обмене GMR составляет 4.7%. Зависимость GMR от содержания Ni в Co слое носит немонотонный характер. При смещении потенциала осаждения медного слоя E_{Cu} от -550 до -200 мВ (н.к.э.) в ML [CoCu(34Å)/Cu(26Å)]₁₀₀ GMR увеличивается с 2.3 % до 6.7% .

НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

А.А.Охлопкова¹, П.Н.Петрова¹, А.Г.Парникова¹, Т.М.Ульянова²,
О.Ю. Калмычкова²

¹*Институт проблем нефти и газа СО РАН*

²*Институт неорганической химии НАН Беларуси*
e-mail: okhlopkova@yandex.ru, parnikova@inbox.ru

Введение наноструктурных наполнителей в полимерную матрицу позволяет кардинально изменить весь комплекс свойств материала: структурные, физико-механические, эксплуатационные и др. Наноконпозиты проявляют свойства, нетипичные для обычного наполненного композита.

В данной работе приведены результаты физико-механических, триботехнических, термофизических и структурных исследований свойства наноконпозитов на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) и нанопорошков волокнистого оксида алюминия α -фазы и γ -фазы со средним размером частиц от 9 нм до 11 нм. Нанонаполнители были получены в Институте неорганической химии НАН Беларуси синтетическим путем – термическим окислением соледержащих продуктов при 800-1200 °С.

В работе исследованы различные технологии получения наноконпозитов: простое смешение полимера с наполнителем, механоактивация наполнителя и совместная активация компонентов композита. Установлено, что наиболее эффективным методом введения наномодификаторов в полимерную матрицу является совместная активация полимера и наполнителя в планетарной мельнице «Пульверизетте» фирмы FRITCH в течение 2 мин. Такая технология позволяет добиться равномерного распределения частиц модификатора в матрице, а также сохранения дисперсности нанопорошка оксида алюминия. Образцы для исследований получали по ГОСТ 11262-80.

Показано, что модификация ПТФЭ этим наполнителем приводит к существенному улучшению свойств наноконпозита: прочность увеличивается на 10-35%, относительное удлинение увеличилось в 1,5 раза, износостойкость увеличивается в 200 раз по сравнению с исходным ПТФЭ. Зарегистрировано неординарное проявление свойств ПТФЭ, модифицированного наноразмерным оксидом алюминия: уменьшение коэффициента трения ПКМ с увеличением концентрации наномодификатора. Это свидетельствует о пластифицирующем действии наномодификатора при трении и изнашивании композита.

Установлено снижение значений коэффициента термического расширения ПКМ с увеличением концентрации наполнителя в полимерной матрице, что указывает на наличие достаточно сильного межмолекулярного взаимодействия в полимере при введении наноструктурных наполнителей. Это приводит к появлению элементов надмолекулярной структуры, обладающих повышенной жесткостью на значительных расстояниях от поверхности частиц наполнителя.

Таким образом, показана перспективность модификации ПТФЭ наноразмерным оксидом алюминия с целью получения материалов с улучшенным деформационно-прочностными и триботехническими характеристиками.

ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ С НАНОСТРУКТУРНЫМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ

В.Е.Панин¹, С.В.Панин¹, М.А.Белоцерковский², И.В.Степанова³, Е.О.Коваль⁴,
Б.Б.Овечкин³, С.В.Матренин³, В.И.Жорник², А.Г. Ткачев⁵

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН*

²*Институт механики и надежности машин НАН Беларуси*

³*Томский политехнический университет*

⁴*Научно-исследовательская организация «Сибирь-Томскнефтехим» (НИОСТ)*

⁵*ООО Тамбовский ИТЦ Машиностроения*

e-mail: svp@ms.tsc.ru

Традиционно для повышения прочностных свойств и износостойкости полимерных материалов и покрытий применяют их армирование частицами неорганических материалов и металлов, размер которых составляет десятки микрон. В последние годы активно проводятся работы по использованию наноструктурных наполнителей. За счет избыточной энергии их поверхности, а также малых размеров удается получить более мелкую и однородную структуру наполненного полимерного покрытия, значительно увеличить прочность, износостойкость и адгезию к подложке. Однако в инженерной практике введения нанопорошкового наполнителя в полимерное покрытие возникает ряд сложных технологических задач, связанных, прежде всего, с низкой технологичностью нанопорошков для прямого использования в качестве наполнителя.

Для решения указанной задачи могут быть использованы подходы порошковой металлургии, и, прежде всего, агломерирование, дробление и последующий рассев на фракции. При последующем формировании наполненных полимерных покрытий, в частности, методом газопламенного напыления, введение агломерированных нанопорошков позволяет снизить степень деструкции порошковой композиции в газовом потоке, а также обеспечить равномерное распределение нанопорошкового наполнителя в объеме полимерного покрытия.

В настоящей работе исследовали свойства образцов из сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ). В качестве наполнителя использовали ультрадисперсные порошки Al_2O_3 и ZrO_2 , полученные методом плазмохимического синтеза, а также углеродное нановолокно.

Показано, что эффективным способом повышения физико-механических характеристик покрытий на основе СВМПЭ является добавление модификатора из УД-порошков оксидов алюминия и циркония, прошедших предварительную обработку методами порошковой металлургии.

Определены оптимальные значения объемной доли модификаторов, обеспечивающих повышение в несколько раз адгезионной прочности, износостойкости, исключение термоусадки.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАЦИИ КЕРАМИЧЕСКИМИ НАНОДИСПЕРСИЯМИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ СВОЙСТВА

В.А.Полубояров³, Гао Хонг¹, Чен Меилинг¹, Ли Джянвей², З.А.Коротаева³,
Н.З.Ляхов³

¹*Dalian Jiaotong University, 794 Huanghe Rd., Dalian, China*

²*East-China University of Science & Technology, Shanghai, China*

³*Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry, Siberian Branch of Russian Academy of Science*

Исследовано влияние модификации расплавов металлов и сплавов добавками механически активированного карбида кремния, плакированного хромом, в количестве (ультрадисперсные порошки): 0,01; 0,05 и 0,1%, на механические и коррозионные свойства чугуна, стали и бронзы.

Выяснилось, что коррозионные свойства модифицированных образцов чугунов и сталей в кислотах улучшаются по сравнению с немодифицированными образцами в кислотах иногда в несколько раз, в других же средах коррозионные свойства модифицированных образцов наоборот ухудшаются. Это связано с тем, что образующаяся под воздействием модифицирующих добавок пассивирующая пленка на поверхности металла очень чувствительна к химическому составу среды. Поэтому в кислых средах она устойчива, а в других средах легко разрушается. Предложены пути, повышающие устойчивость пассивирующих пленок.

Преимущества:

Метод позволяет сохранить дорогие легирующие металлы, используемые для получения сплавов. Нанодисперсные керамические порошки довольно дешевы и вводятся в металл в количестве ~ 0,01%.

Металлическая матрица упрочнена на структурном уровне.

Нанодисперсные мехактивированные керамические частицы, легко смачиваются в жидком металле и равномерно гомогенизируются по всему объему жидкого металла.

Механические свойства:

Прочность серого чугуна при введении нанодисперсных керамических порошков увеличивается на 20 % ~ 30 %, а твердость на 10 %

В износостойком чугуне, удлинение увеличивается на 10 % ~ 20 %, а энергия раскола на 20 % ~ 80 %

Найдено, что введение нанодисперсных керамических порошков в чугун приводит к увеличению его износостойкости. Определены оптимальные концентрации нанодисперсных керамических порошков, позволяющие получить чугунные образцы с максимальной износостойкостью.

В нержавеющей стали, удлинение увеличивается на 20 % ~ 50 %, коррозионные свойства улучшаются в два раза.

Наблюдается заметное увеличение прочности проволоки из меди и бронзы.

Области применения:

Литейное производство, для улучшения свойств слитков и изделий.

Металлургия железа и цветных металлов и сплавов

Нефтяное оборудование для извлечения нефти, например: крыльчатка центробежного насоса.

Бронза для Железнодорожного Электрического Кабеля.

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СИНТЕЗА ДЛИННОМЕРНЫХ
НАНОСТРУКТУРНЫХ ЛЕНТ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА
ТИТАНА С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ИСПОЛЬЗУЯ МЕТОД
БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА СПИННИНГОВАНИЕМ**

В.Г. Пушин, Т.Э. Кунцевич

Институт физики металлов УрО РАН, Россия, Екатеринбург
e-mail: pushin@imp.uran.ru

Различные сплавы на основе TiNi: двойные (стехиометрического и нестехиометрического составов) и многокомпонентные (легированные медью, железом или кобальтом) были синтезированы методом быстрой закалки из расплава (БЗР) в тонкую длинномерную ленту спиннингованием со скоростями охлаждения $10^5 - 10^6$ К/с. Исследования структуры выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Также были измерены электросопротивление, прочностные и пластические свойства, эффекты памяти формы (ЭПФ) сплавов. Исследования образцов проводили как в исходном состоянии, так и после различных режимов термообработок.

Установлено, что исследованные БЗР-сплавы могут быть получены в аморфном состоянии или в виде поликристаллических однородных твердых растворов на основе В2-TiNi. В последнем случае они имеют субмикроструктурную зеренную структуру со средними размерами зерен 0,3-0,9 мкм в зависимости от состава и скорости охлаждения $V_{\text{зак}}$. Возможно получить данные сплавы и в нанокристаллическом нанокompозитном состоянии при специальных условиях легирования и скорости охлаждения. Обнаружено, что тройные Ti-Ni-Cu и бинарные сплавы Ti-Ni, химический состав которых отклоняется от стехиометрического, при БЗР возможно практически полностью аморфизировать. Особый интерес представляет возможность создания в них градиентных аморфно-кристаллических ламинантных структур. Данные сплавы при последующем отжиге легко переводятся в нанокристаллическое нанокompозитное состояние (В2-TiNi + Ti₂Ni или В2-TiNi + CuTi). БЗР-сплавы в зависимости от химического состава испытывают термоупругие мартенситные превращения: В2-В19' (Ti-Ni), В2-В19' и В2-В19 (TiNi-TiCo и TiNi-TiFe), В2-В19'-В19 и В2-В19 (TiNi-TiCu). Показано, что БЗР-сплавы в нано- и субмикроструктурных состояниях обладают узкогистерезисными однонаправленным эффектом памяти формы и спонтанным эффектом обратимого запоминания формы. Последнее обусловлено естественной кристаллографической и микроструктурной текстурами БЗР-лент, полученных спиннингованием при различных режимах. Показано, что в зависимости от химического состава, условий закалки и последующей термообработки в сплавах могут быть реализованы высокопрочные и пластичные состояния (предел прочности до 1,8 ГПа, предел текучести до 1,25 ГПа, низкое напряжение мартенситного сдвига 120-140 МПа, обратимая деформация до 5%, относительное удлинение до 25%). Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в БЗР-сплавах как в исходном состоянии, так и при последующей термообработке является возможность подавления в них структурных и фазовых превращений при сверхбыстром затвердевании В процессе спиннингования.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами РФФИ 04-03-96005 и 05-02-16728, а также УрО и СО РАН.

УПРАВЛЕНИЕ ДИСПЕРСНЫМ СОСТАВОМ НАНОПОРОШКОВ, ФОРМИРУЕМЫХ В ПРОЦЕССАХ ПЛАЗМЕННОГО СИНТЕЗА

А.В.Самохин

Институт металлургии материаловедения им.А.А.Байкова РАН
e-mail: samokhin@imet.ac.ru

Накопленный опыт исследований и разработок в области плазмохимического синтеза ультра- и нанодисперсных порошков элементов и их соединений свидетельствует о том, что данный метод может быть отнесен к числу наиболее эффективных, учитывая его высокую производительность и универсальность. В результате выполненных расчетных и экспериментальных исследований показана возможность управления размером частиц, формирующихся в потоках термической плазмы по механизмам «пар-жидкость-кристалл» и «пар-кристалл».

Оценка влияния технологических и конструкционных параметров процесса на дисперсный состав получаемых нанопорошков проведена для различных условий плазменного синтеза:

- дисперсное сырье вводится в химически активную плазменную струю; физико-химические превращения протекают при рассеивании плазменной струи в ограниченном объеме;

- дисперсное сырье испаряется в нейтральном плазменном потоке; физико-химические превращения протекают в условиях газовой закалки высокотемпературного потока химически активной средой;

- дисперсное сырье вводится в химически активный плазменный поток; физико-химические превращения протекают в условиях газовой закалки высокотемпературного потока химически активной средой.

Экспериментальные исследования выполнены при синтезе нанопорошков вольфрама, оксидов алюминия и кремния, карбонитрида титана и вольфрам-углеродных композиций в термической плазме электродугового разряда. Изучено влияние на дисперсность получаемых порошков основных параметров процесса: энтальпии плазменной струи, концентрации конденсируемого компонента, условий газовой закалки и теплопереноса в реакторе.

Установлено, что при плазменном восстановлении оксида вольфрама с предварительным испарением и восстановлением-закалкой испаренного оксида при вдуве газовых струй водорода могут быть получены порошки вольфрама со средним размером частиц на уровне 5 нм. Окисление предварительно испаренного в плазме алюминия в сочетании с последующим закалкой позволяет получать порошки оксида алюминия с размером частиц около 7 нм. При синтезе карбонитрида титана из тетрахлорида титана в условиях ограниченного струйного течения получены порошки с размером частиц 25 нм. Для всех рассмотренных процессов установлено, что основными факторами, определяющими конечный размер формирующихся частиц, являются концентрация конденсируемого компонента и интенсивность охлаждения продуктов химического взаимодействия.

Полученные результаты свидетельствуют об уверенной возможности управления дисперсностью широкого класса порошковых материалов, получаемых в условиях плазменного синтеза, в диапазоне 10 – 100 нм, при условии решения комплекса аппаратно-технологических задач.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ФОРМ SiC ПУТЕМ ТЕРМОЛИЗА ПЕРХЛОРКАРБОСИЛАНОВ.

В.Г.Севастьянов¹, Р.Г.Павелко¹, Е.П.Симоненко², Ю.С.Ежов¹, Н.Т.Кузнецов¹

¹*Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН*

²*Московская Государственная Академия тонкой химической технологии им. М.В. Ломоносова*

Определен гомологический ряд соединений прекурсоров для низкотемпературного газофазного синтеза карбида кремния общего стехиометрического состава: $a(\text{SiCl}_4):b\text{Si}:c\text{C}:d(\text{SiC})$, дающих при термическом разложении термодинамически устойчивый четыреххлористый кремний в газовой фазе и целевые конденсированные продукты: кремний, углерод, карбид кремния, смесь карбида кремния и углерода, смесь карбида кремния и кремния.

Синтезированные соединения, соответствующие указанному стехиометрическому составу, были подвергнуты термической деструкции в атмосфере аргона при температурах 600-800°C. Показано, что термолиз перхлоркарбосиланов приводит к осаждению из газовой фазы высокодисперсных форм карбида кремния.

Из данных РФА (Bruker AXS SMART 1000) установлено, что при температуре 600-700°C карбид кремния образуется в аморфном виде. При температуре 700-800°C – поликристаллический. Используя программный комплекс TOPAS методом LVol-IB (Length Diffraction Column Volume Integral Breadth) вычислен средний размер кристаллитов β -SiC равный ~ 3 нм.

МОРФОЛОГИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО КАРБИДА ТАНТАЛА

Е.П.Симоненко¹, В.Г.Севастьянов², Н.А.Игнатов¹, Ю.С.Ежов²,
Н.Т.Кузнецов²

¹Московская Государственная Академия тонкой химической технологии им.
М.В. Ломоносова

²Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН

Цель исследования: низкотемпературный синтез высокодисперсного карбида тантала на поверхности полированной кремниевой подложки и выявление морфологии образующихся частиц для оценки применимости предлагаемого метода получения карбидных пленок в составе высокотемпературных керамоматричных композитов.

Исходя из сублимированного пентахлорида тантала получен раствор $Ta(OC_5H_{11})_5$ в 1-пентаноле; в раствор добавлена фенолформальдегидная смола ЛБС-1 (ОАО «Карболит») в количестве, достаточном для обеспечения заданного соотношения углерод- и танталсодержащих прекурсоров. Раствор наносили на полированную кремниевую подложку методом центрифугирования. Синтез карбида тантала проводили при умеренных температурах (800 – 1200°C) при пониженном давлении ($1 \cdot 10^{-3}$ - $1 \cdot 10^{-4}$ атм).

Покрытие исследовалось методом РФА (ДРОН-2) и атомно-силовой микроскопии (Solver, NT-MDT, Россия). Установлено, что пленка представляет собой карбид тантала и состоит из сферических частиц со средним диаметром ~ 50 нм, максимальный перепад высот составляет 40 нм.

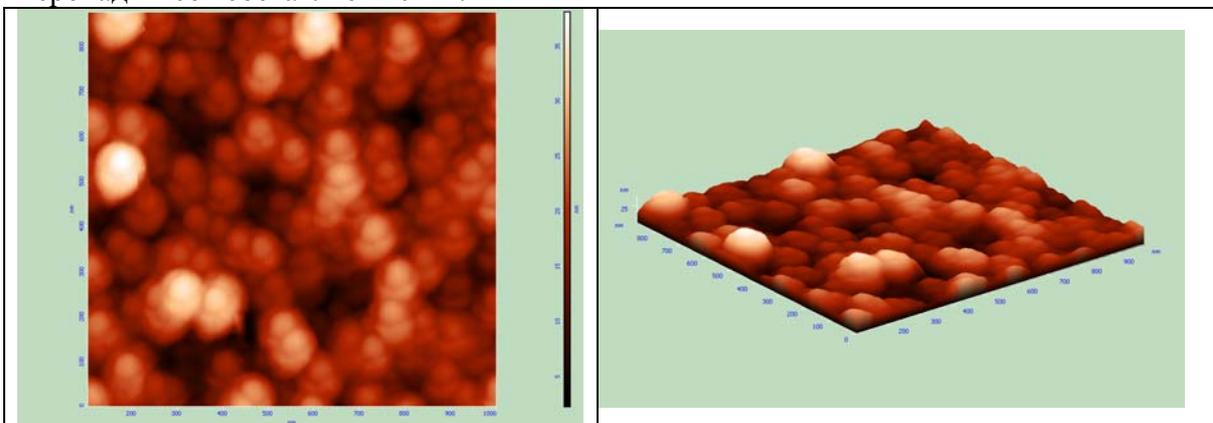


Рисунок 1. Морфология пленок карбида тантала, нанесенных на поверхность полированного кремния.

Свойства покрытия исследованы также методами: полуконтактная и контактная атомно-силовая микроскопия, включающие методики - метод латеральных сил, метод отображения фазы, магнитная и электростатическая силовые микроскопии, сканирующая емкостная микроскопия.

Результаты обсуждены с точки зрения их корреляции с термодинамическими расчетами равновесных составов $Ta_2O_5 - C$, термодинамической совместимости с некоторыми компонентами высокотемпературных керамоматричных композитов и применимости для получения тонкослойных покрытий, обеспечивающих защиту от воздействия окружающей среды при высоких температурах.

**КОНСТАНТЫ УСТОЙЧИВОСТИ КООРДИНАЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ,
ПЕРСПЕКТИВНЫХ ДЛЯ СИНТЕЗА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОКСИДОВ
(ПО ДАННЫМ БАЗЫ SC-DATABASE)**

Е.П.Симоненко¹, Ю.П.Галактионов¹, П.А.Игнатов¹, В.Г.Севастьянов²

¹*Московская Государственная Академия тонкой химической технологии им.
М.В. Ломоносова*

²*Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН*

Проведена выборка значений констант устойчивости координационных соединений металлов, потенциальных прекурсоров для синтеза высокотемпературных высокодисперсных оксидов Al_2O_3 , Sc_2O_3 , Y_2O_3 , Ln_2O_3 , ZrO_2 , HfO_2 из базы данных SC-Database (SCDB). Координационные соединения: гомолептические ацетилацетонаты, трифторацетилацетонаты, гексафторацетилацетонаты. Установлена корреляция между значениями констант устойчивости комплексов и их строением (расстояние металл-кислород). Проведенные исследования являются дополнительным инструментом для экспертной оценки экспериментальных значений констант устойчивости координационных соединений, позволяют оценивать возможность синтеза разнолигандных β -дикетонатов, в первую очередь, алкоксоацетилацетонатов, перспективных для синтеза высокодисперсных оксидов металлов методом золь-гель техники.

МА СВС ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКОМПОЗИТОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИД / ОКСИД

Т.Л.Талако¹, Т.Ф.Григорьева², А.А.Новакова³, И.А.Ворсина²,
А.П.Барина², А.И.Лецко¹, Т.Ю.Киселева³, Н.З.Ляхов², П.А.Витязь¹

¹ *Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск*

² *Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск*

³ *МГУ им. М.В. Ломоносова, физический факультет*

Известно, что композиты металл / оксид, твердый раствор Me'(Me') / оксид, интерметаллид / оксид с наноразмерными оксидами обеспечивают значительное повышение механических свойств пластичных металлических материалов при их работе в условиях высоких температур. Сочетание механохимической активации (МА) и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) может обеспечить получение широкого спектра наноразмерных композитных материалов, в том числе и с оксидами.

Методами рентгенофазового анализа и мёссбауэровской спектроскопии исследовалось влияние МА на фазовые трансформации смесей $Me'_xO_y + Me'' + Me'$ и характеристики продуктов, получаемых при последующем СВС.

На примере смесей $Fe_2O_3 + Fe + Al$ и $Cr_2O_3 + Fe + Al$ продемонстрирована существенная зависимость процесса механохимического восстановления от избытка металла–восстановителя и возможность получения наноразмерных композитов интерметаллид / оксид сочетанием МА СВС.

Работа выполняется в рамках интеграционной программы Президиума РАН 8.15 «Разработка методов получения химических веществ и создание новых материалов» и интеграционного проекта Сибирского отделения РАН № 98 «Механокомпозиты – прекурсоры для создания материалов с новыми свойствами».

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОКСИДНЫХ ПОРОШКОВ ИЗ СОЛЕВЫХ СИСТЕМ

О.Г.Терехова, В.И.Итин, А.А.Магаева, Е.П.Найден, Ю.М.Максимов,
В.В.Болдырев¹

*Томский научный центр СО РАН, Отдел структурной макрокинетики
Россия, 634021, г. Томск, пр. Академический 10/3*

e-mail : terog@dsm.tsc.ru

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН*

Россия, 630128, г. Новосибирск, ул. Академика С.С. Кутателадзе, 18

e-mail: boldyrev@solid.nsc.ru

Механохимический синтез, использующий солевые системы, является перспективным методом, позволяющим получать отдельные или слабо агломерированные наночастицы. Химические реакции в этом случае протекают на межфазных поверхностях, которые непрерывно обновляются в процессе механической активации и измельчения исходных реагентов, например хлоридов и карбонатов в присутствии инертного разбавителя – хлорида натрия. Выделяющееся в процессе реакции тепло рассеивается в среде разбавителя, в результате механохимический синтез протекает в спокойном состоянии без нагрева и конечным продуктом процесса являются наночастицы, диспергированные в растворимой солевой матрице.

Цель исследований - механохимический синтез и определение структуры и свойств наночастиц простых ферритов и оксида олова.

Порошки активировали в стальных барабанах в планетарной мельнице МПВ при определенной шаровой загрузке. После механохимической активации образцы промывали дистиллированной водой, выделяли заданную фракцию и высушивали при комнатной температуре.

Фазовый состав, морфологию, дисперсность и структуру конечного продукта определяли методами рентгеноструктурного анализа (Shimadzu XRD 6000, CuK_{α} -излучение) и электронной микроскопии (ЭМ-125).

Синтезированы наноразмерные порошки кубических ферритов Fe_3O_4 (d_{cp} - 7 нм), CoFe_2O_4 (d_{cp} - 6 нм), MgFe_2O_4 (d_{cp} - 6 нм), LiFe_5O_8 (d_{cp} - 9 нм), а также композиты $\text{SnO}_2 + \text{Fe}$, $\text{SnO}_2 + \text{Fe}_2\text{O}_3$, $\text{SnO}_2 + \text{Fe}_3\text{O}_4$ (d - 3-11 нм). Кроме того, часть наночастиц находится в виде небольших агрегатов, превышающих средний размер нанопорошков. Одновременно могут присутствовать отдельные частицы с размерами до 80 нм.

Определены фундаментальные магнитные свойства полученных оксидов, а также их адсорбционные и десорбционные свойства по отношению к ДНК.

Работа выполнена по программе Президиума РАН (проект № 8.21)

ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

В.С.Урбанович

*Объединенный институт физики твердого тела и полупроводников
НАН Беларуси
e-mail: urban@iftp.bas-net.by*

В настоящее время наноструктурные материалы на основе тугоплавких соединений – карбидов, нитридов, боридов представляют интерес, как с научной, так и с практической точки зрения. Это обусловлено потенциально высоким уровнем их физико-механических характеристик. Одним из эффективных методов получения таких материалов является спекание нанопорошков тугоплавких соединений при высоких давлениях. Оно позволяет снизить температуру спекания и предотвратить интенсивную рекристаллизацию.

Рассмотрены основные результаты в области использования высоких давлений для получения нанокристаллических керамических материалов из тугоплавких соединений: TiB_2 , TiN , BN , AlN , Si_3N_4 , SiC , Al_2O_3 , ZrO_2 и композитов на их основе. Представлены сравнительные данные о структуре, плотности, твердости, трещиностойкости нано- и микроструктурных керамических материалов на основе тугоплавких соединений, полученных при высоких давлениях, в том числе и с использованием полиморфных превращений, активирующих процесс спекания. Обсуждается влияние термодинамических и кинетических параметров термобарической обработки на процессы формирования их структуры и свойств. Свойства материалов, полученных с использованием технологии высоких давлений, анализируются в сопоставлении с полученными другими методами спекания.

НАНОСТРУКТУРЫ В ТРЕКАХ ТЯЖЕЛЫХ ИОНОВ В СИСТЕМЕ Si/SiO₂

А.К.Федотов¹, Е.А.Стрельцов¹, С.Е.Демьянов²,
Д.Финк³, А.В.Петров², С.И.Тютюнников⁴

¹ *Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*
e-mail: fedotov@bsu.by

² *Объединенный институт физики твердого тела и полупроводников НАНБ, Минск, Беларусь*

³ *Д. Финк, Хан-Майтнер-Институт, Берлин, Германия*

⁴ *Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия*

В последние годы наблюдается повышенный интерес к развитию нетрадиционных методов формирования наноструктур, в том числе с использованием треков быстрых тяжелых ионов. В последнем случае травленные треки (или поры) формируются в различных подложках за счет химического воздействия специальных травителей, удаляющих области треков с модифицированными свойствами. Формы и размеры протравленных треков зависят от параметров облучения (энергии, флюэнсы), условий травления (тип травителя, время травления), а также типа материала подложки (полупроводник, металл, диэлектрик, полимер и т.д.), в которой треки формируются. Для создания различных электронных устройств с использованием треков тяжелых ионов, например, разного рода сенсоров, можно использовать введение различных материалов в такие поры.

Многообещающими методами формирования наноструктур внутри пор, образованных травлением треков в оксидированном кремнии, являются их химическое и, в особенности, электрохимическое их заполнение разными материалами. Такой способ делает возможным формировать в порах системы Si/SiO₂ однородных или многослойных наноструктур (наностержней) на основе металлических и (или) полупроводниковых наночастиц. В противоположность другим методам, электрохимическое заполнение пор обладает высокой селективностью, приводя к заполнению лишь области поры в оксиде кремния, которая находится в электрическом контакте с проводящей подложкой (кремний), и исключает любое осаждение на слой оксида кремния.

В докладе будут приведены результаты экспериментов по формированию химическими и электрохимическими методами нанокластеров и наностержней в порах в оксиде кремния термически выращенном на подложках *p*-Si(100) и *n*-Si(111). Для создания треков в структуре SiO₂/Si использовалось облучение ионами ксенона или золота с энергиями 350-400 МэВ. Затем в слое оксида формировались нанопоры путем химического травления разбавленными растворами на основе плавиковой кислоты. Форма пор (цилиндрическая или коническая) определялась составом травителя и временем травления. Диаметры пор могли меняться от 50 до 1000 нм в слое оксида кремния толщиной 450-500 мкм. Аспектное отношение не превышало 2. В работе приводятся результаты исследования процесса электрохимического осаждения и свойств наноструктур на основе пор, заполненных кластерами металлов (Ni, Cu, Cd, Pb, Cu, Ag) и полупроводников (Se, Te, PbSe, PbTe, CdTe, Cu_xTe_y). Показано, что некоторые из этих структур обладают нелинейными ВАХ (подобно МОП-структурам), электролюминесценцией, чувствительностью ВАХ к свету, влажности и др. внешним воздействиям.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ЧАСТИЦ НАНОПОРОШКОВ

О.Л.Хасанов, Э.С.Двилис, А.А.Качаев, В.М.Соколов, А.О.Хасанов

Томский политехнический университет

e-mail: khasanov@tpu.ru

Цель работы – изучить влияние ультразвукового воздействия (УЗВ) различной интенсивности на состояние кристаллитов в метастабильных частицах нанопорошков оксидов циркония, алюминия.

Методами РФА, РСТА исследовались изменения параметров кристаллической структуры различных фаз диоксида циркония, оксида алюминия в нанопорошках ZrO_2 -5%вес Y_2O_3 , Al_2O_3 после не кавитационного УЗ-воздействия.

Исследовались порошки, изготовленные двумя методами - плазмохимическим синтезом (ПЦИ-8 производства СХК, Россия; удельная поверхность $S_{ВЕТ}=7$ м²/г) и по золь-гель технологии (TZ-3YS производства TOSOH, Япония; $S_{ВЕТ}=6,4$ м²/г).

УЗ-воздействие на сухой порошок проводилось в акустическом волноводе с резонансной частотой 21 кГц при мощности УЗ-генератора W до 3 кВт в условиях прессования до давлений 630 МПа (ПЦИ-8) и 470 МПа (TZ-3YS).

В порошках ZrO_2 обоих типов наблюдалось повышение содержания тетрагональной (t -) фазы после УЗВ мощностью $W = 2$ кВт: в ПЦИ-8 - от 80% (в исходном состоянии) до 95% (после УЗВ мощностью $W = 2$ кВт); в TZ-3YS – соответственно, от 73% до 93%.

Однако после УЗВ $W = 3$ кВт содержание t -фазы оставалось в обоих порошках таким же, как в исходном состоянии.

Эти результаты свидетельствуют о протекании акустически-стимулированных фазовых переходов в частицах НП полиморфного ZrO_2 при определённых интенсивностях УЗВ.

Показано, что УЗ-воздействие влияет на степень тетрагональности t -фазы ZrO_2 в плазмохимическом НП ПЦИ-8, но не влияет на этот параметр в порошке TZ-3YS, синтезированном золь-гель методом, что указывает на метастабильность кристаллитов плазмохимического НП и на большую термодинамическую стабильность t -фазы в НП, синтезированном золь-гель методом.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 06-08-00512).

ЗОЛЬ-ГЕЛЬ КВАРЦЕВОЕ СТЕКЛО, АКТИВИРОВАННОЕ НАНОЧАСТИЦАМИ ФОСФАТОВ ЛАНТАНОИДОВ

Н.Н.Химич¹, А.А.Бойко², О.Б.Евреинов¹, В.В.Голубков¹, Л.А.Коптелова¹,
Е.Н.Подденежный².

Институт химии силикатов им. И.В. Гребенищикова РАН, Россия, 199155, Санкт-Петербург, ул. Одоевского 24 корп. 2

e-mail: Khimich@isc.nw.ru

Гомельский государственный технический университет им.П.О.Сухого, Беларусь, 246746, Гомель, пр. Октября 4

e-mail: Boiko@gstu.gomel.by

Кварцевые стёкла, допированные ионами редкоземельных элементов (РЗЭ), являются важным классом оптических материалов и перспективны в качестве твердотельных лазеров, оптических волноводов и волоконных усилителей. Золь-гель метод гидролитической поликонденсации тетраалкоксисиланов позволяет получать кварцевое стекло при относительно низких (1200°C) температурах. К сожалению, попытки прямого внедрения ионов РЗЭ в матрицу золь-гель стекла оказываются неудачными из-за кластеризации солей РЗЭ, приводящей к концентрационному тушению люминесценции в таких материалах.

Задача данного исследования заключалась в формировании золь-гель матрицы кварцевого стекла с практически молекулярным распределением в ней ионов РЗЭ за счёт образования наногридов в системе фосфаты РЗЭ – SiO₂. Для этого предварительно синтезированный трис-триалкилфосфатный комплекс РЗЭ ковалентно присоединялся к кремнезёмной матрице благодаря его модификации с триалкоксисиланом.

Золь-гель процесс гидролиза алкоксисиланов, поликонденсации и гелеобразования образующихся соединений в системе вода, этанол, уксусная кислота и аэросил Т-30 был выполнен по модифицированному золь-гель методу [1]. Контролируемое высушивание синтезированных образцов обеспечивает образование монолитных органо-неорганических гибридов в системе трис-триалкилфосфатный комплекс РЗЭ - SiO₂. Разложение органической части комплекса при нагревании до 300 – 400 °С привело к образованию фосфатов РЗЭ, а последующее спекание материала при температурах 1150 – 1200 °С позволило получить прозрачное кварцевое стекло, содержащее порядка 1% наночастиц фосфатов РЗЭ.

Распределение частиц РЗЭ в матрице стекла и их размер были исследованы методом малоуглового рассеяния рентгеновских лучей.

Обсуждаются электронные спектры поглощения и люминесценции синтезированных стёкол в системах Er₂O₃/ Lu₂O₃ – SiO₂ и Er₂O₃/Yb₂O₃ - SiO₂

[1]. Подденежный Е.Н., Бойко А.А. Золь-гель синтез оптического кварцевого стекла. Гомель. УО «ГГТУ им. П.О.Сухого», 2002. 210 с.

НОВЫЙ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИЙ СПЛАВ СИСТЕМЫ Al-Si С ЭФФЕКТОМ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

В. Н.Чувильдеев¹, М. Ю.Грязнов¹, А. Н.Сысоев¹, В. И.Копылов²

- 1) *Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета, Н. Новгород*
e-mail: metals@nifti.unn.ru
- 2) *Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск*

Разработан новый поршневой сплав Al - 18 вес.% Si, обладающий эффектом сверхпластичности. Проведены исследования микроструктуры сплава и его механических свойств в двух структурных состояниях: литом и микрокристаллическом. Микрокристаллическое состояние было получено по технологии равноканального углового прессования (РКУП). После РКУП сплав Al - 18% Si имеет средний размер зерна алюминиевой матрицы 5 мкм и средний размер кремниевых частиц не более 30 мкм.

Механические испытания сплава при комнатной температуре показали, что удлинение до разрыва микрокристаллического сплава Al - 18% Si составило 21 %, что в 7 раз выше значений удлинений, получаемых на литых образцах сплава.

Исследования при повышенных температурах показали, что пластичность сплава Al - 18% Si после РКУП обработки увеличилась в 3 - 4 раза. В частности, при температуре 500 °С и скорости деформации $3 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ удлинение до разрушения для микрокристаллического сплава составило 160 %, при тех же температурно-скоростных режимах испытаний удлинение до разрушения литого сплава составило только 50 %. При скорости $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и температуре деформации 520 °С сплав Al - 18% Si после РКУП обработки обнаружил рекордные удлинения до разрушения – 750 %. Полученные в результате испытаний высокие значения величины коэффициента скоростной чувствительности (~ 0.5), низкие значения напряжения течения (~ 10 МПа) и большие значения удлинения до разрыва (~ 700 %) позволяют охарактеризовать пластическое течение заэвтектического силумина Al - 18% Si как сверхпластическое.

Работа выполнена при поддержке МНТЦ (грант №2809), РФФИ (гранты №05-08-18262, №06-08-01119), CRDF (грант Y2-P-01-04), Фонда «Интелс» (грант № 25-05-02) и при поддержке Программы «Фундаментальные исследования и высшее образование» (BRHE) и НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В ПЛЁНОЧНЫХ МАГНИТО-МЯГКИХ НАНОКОМПОЗИТАХ Fe-ZrN И Fe-ZrC

Е.Н.Шефтель, О.А.Баннх

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
e-mail: sheftel@ultra.imet.ac.ru*

Рассматриваются условия получения структуры магнитомягких плёнок Fe-ZrN и Fe-ZrC, которая способна обеспечить плёнкам высокую индукцию насыщения ($B_S \approx 2T$) и низкую коэрцитивную силу ($H_C < 1Э$). Плёнки с такими свойствами востребованы в магнитной микроэлектронике при производстве различного назначения миниатюрных высокочувствительных магнитных датчиков.

Исследованы плёнки (1.5-2 мкм толщиной) $Fe_{87-x}Zr_{13}N_x$ ($2.5 \leq X \leq 20$) и $Fe_{87-x}Zr_{13}C_x$ ($15 \leq X \leq 42$), полученные методом (DC) реактивного магнетронного распыления мишени состава Fe- 10at% Zr в смеси газа Ar+N₂ или Ar+C₆H₁₄ на непроводящие подложки при различных параметрах напыления. Последующий отжиг проводили в вакууме при температурах 400...700⁰С, 1 ч. Химический состав плёнок изучен методом ОЖЕ-спектроскопии. Фазовые и структурные исследования плёнок выполняли методами рентгеновской дифрактометрии, просвечивающей электронной микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии. При обработке результатов рентгеновской дифрактометрии использовали пакеты специальных компьютерных программ. Магнитные свойства, индукцию насыщения B_S и коэрцитивную силу H_C , измеряли на квазистатической индукционной установке ($H \leq 4000$ А/м) и вибрационном магнетометре ($H \leq 1,6$ МА/м).

В исследованных плёнках формируется 2-х фазная наноккомпозитного типа структура, содержащая ОЦК фазу на основе α -Fe и ГЦК фазу внедрения (ZrN/ZrC). Показано, что для получения требуемых свойств элементы структуры должны начать формироваться при напылении, а окончательное формирование структуры должно завершиться при отжиге. Для сформированной при различных температурах отжига структуры установлено количественное соотношение ОЦК и ГЦК фаз, их химический состав, тонкая структура (размер зёрен, величина микродеформаций, плотность дислокаций), текстура, плоскости сопряжения их кристаллических решёток, величина и знак макронапряжений в плёнках.

На основе сопоставления полученного многообразия типов структуры с соответствующими им значениями магнитных свойств (B_S и H_C) предлагается оптимальная структура, обеспечивающая наименьшие для исследованных плёнок значения H_C (0,06Э; 0,1Э) и наибольшие значения B_S (1,7Т; 1,8Т).

СИНТЕЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ Fe, Co И Ni КАТАЛИЗАТОРОВ

Е.В.Шляхова, А.В.Окотруб, Н.Ф.Юданов, Л.Г.Булужева

Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН

e-mail: shlyakhova_e@ngs.ru

В результате термолиза углеводородов на катализаторах получены углеродные нанотрубы различной структуры. В качестве исходных соединений для получения эффективных катализаторов были использованы твердые растворы на основе решетки тартрата кальция состава $(Ca, Me)C_4H_4O_4 \cdot xH_2O$, Me – Fe, Co Ni .

Твердые растворы были приготовлены смешением раствора тартрата натрия с раствором, содержащим одновременно соли кальция и соли железа, никеля, кобальта в заданном соотношении. Образовавшийся в результате реакции $Na_2C_4H_4O_6 + CaCl_2 + MeCl_2 \rightarrow Ca_{(1-x)}Me_xC_4H_4O_6 \downarrow$ (Me = Fe, Co, Ni) осадок, состоящий из мелких кристалликов, отделяли фильтрованием, промывали на фильтре дистиллированной водой и высушивали на воздухе. Сравнительный анализ дифрактограмм твердых растворов и чистого тартрата кальция показал в всех случаях одинаковую серию рефлексов, что свидетельствует об однофазности твердых растворов.

Катализатор наносился на керамическую подложку в виде суспензии в гептане. Синтез углеродных нанотруб проводился в потоке смеси газов метана и аргона при $900^{\circ}C$. После синтеза углеродных нанотруб образец подвергался процедуре очистки от продуктов термолиза твердых растворов тартратов кальция и переходных металлов с помощью раствора HCl.

Структура полученных углеродных нанотруб были исследована методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Измерены вольт-амперные характеристики полевой эмиссии для всех полученных образцов.

Результатом работы является методика использования твердого раствора тартратов кальция и таких металлов как Fe, Co и Ni для получения эффективных катализаторов для роста углеродных нанотруб.

НОВЫЙ ПОДХОД К ФОРМИРОВАНИЮ НАНОСТРУКТУРНЫХ АЛМАЗНЫХ ПЛЕНОК НА КРЕМНИИ

В.А.Юзова¹, А.П.Пузырь²

¹ Красноярский Государственный Технический Университет, Россия

e-mail: kolovskiuv@yandex.ru

² Институт биофизики СО РАН, Россия

Одним из перспективных применений наноалмазов (НА) взрывного синтеза является их использование в качестве прекурсоров для роста алмазных пленок. Однако существует общая проблема увеличения адгезии пленки к материалу подложки для исключения отслаивания алмазного покрытия.

Одним из способов решения проблемы может быть механическое закрепление пленки с материалом подложки по принципу замка (защелки). Для этого необходимо в подложке сформировать поры или каналы, в которых будет находиться часть материала алмазного покрытия.

Применяемые методы создания центров нуклеации на основе НА, как правило, предназначены для плоских поверхностей. В принципе может быть использован метод электрофореза, применяемый для нанесения НА на острые структуры, который может позволить внедрить НА на любую поверхность. Однако традиционно используемые НА обладают не высокой коллоидной устойчивостью. Прохождение электрического тока дополнительно вызывает уменьшение коллоидной стабильности НА и приводит к их агрегации. Мало вероятно, что при таких условиях, узкие каналы в материале подложки будут достаточно хорошо заполнены НА.

Исключить перечисленные выше недостатки удалось, используя модифицированные НА (МНА). Характерными особенностями МНА являются высокая коллоидная стабильность в гидро- и органосолях (нет необратимой агрегации частиц при прохождении постоянного или переменного электрического тока через электролит) и повышенное значение электрокинетического потенциала (отпадает необходимость использование зарядчиков, привносящих нежелательные примеси).

В данной работе использовали пластины монокристаллического кремния электронного типа проводимости. Каналы получали электрохимическим травлением в водном растворе плавиковой кислоты. МНА были получены из НА, производимых в Красноярске по ТУ 3974-001-10172699-94. Суспензии готовили из порошков МНА простым добавлением деионизованной воды. Электрофорез осуществляли из суспензии на основе водного раствора изопропанола в потенциостатическом режиме ($U=20\div 200\text{В}$) в течение $5\div 30$ минут. Качество заполнения пор МНА контролировали методом РЭМ.

Было показано, что травление кремниевых пластин приводит к образованию сложных по морфологии каналов (длина до 100 мкм, диаметр основного канала $0,2 \div 0,4$ мкм, длина межплоскостных травлений $1,0 \div 2,3$ мкм). Однако, не смотря на сложную морфологию пустот, методом электрофореза возможно заполнение каналов МНА с высокой плотностью. Использование МНА внедряет частицы МНА в каналы материала подложки, позволяет получать высокую плотность центров нуклеации для роста алмазных пленок. Полученные результаты являются снованием для создания нового подхода при формировании наноструктурных алмазных пленок.

НАНОЧАСТИЦЫ НА МИКРОГРАНУЛАХ (ОБЗОР)

Г.Ю.Юрков, С.П.Губин

Институт общей и неорганической химии им. Н.С.Курнакова Российской академии наук

e-mail: gy-yurkov@yandex.ru, тел. (495) 9547136

Наночастицы – прекрасные строительные блоки, разнообразные по составу, строению и свойствам и в этом смысле универсальные, идеально подходящие для конструирования функциональных наноматериалов и устройств – электролюминесцентных, сенсорных, в качестве магнитных или флуоресцентных меток в биоисследованиях, в электронике, в качестве светоизлучающих диодов и лазеров, в катализе, и других областях. Создание наноматериалов из наночастиц является наиболее перспективным по ряду причин; прежде всего это связано с открывшимися в последнее время возможностями бесконечного разнообразия размеров, формы, состава и строения наночастиц, получаемых «химическими» (растворными) методами. Это, в свою очередь, позволяет предварительно определять и варьировать физические свойства наночастиц прежде, чем использовать их в качестве «строительных блоков» для создания наноматериалов. К сожалению, пока существует не так много путей создания материалов из наночастиц, поскольку их компактирование, как правило, приводит к агрегированию и потере большинства уникальных характеристик. Чаще всего наночастицы вводят в матрицы различных типов. Из наночастиц, покрытых плотной лигандной «шубой», также можно формировать толстые плёнки.

В самое последнее время наметилась тенденция фиксировать (иммобилизовать) небольшие (2-10 нм) наночастицы на поверхности микрообъектов сферической формы – микрогранул (как правило, 0,2-20 микрон) или вытянутых вдоль одной из осей – нанотрубок, чаще всего углеродных, но не только. Такие комбинированные микро-нано объекты обладают рядом преимуществ. Наночастицы, будучи закрепленными, на поверхности, теряют способность к лёгкому компактированию, оставаясь в то же время доступными для взаимодействия с внешними реагентами и сохраняя основной комплекс физических характеристик. В то же время из микрогранул с наночастицами на поверхности можно создавать «гомогенные» дисперсии – золи, аэрозоли и т.п. и формировать по заданной программе материалы – плёнки, покрытия, объёмные образцы. Методы построения структур из микрогранул лучше разработаны, ими легче манипулировать, чем малыми наночастицами. Создав теми или иными методами определённые структуры из таких покрытых микрогранул можно быть уверенным, что в полученном материале расположение наночастиц будет столь же высокоорганизованным. Другая сторона интереса к таким частицам связана с тем, что покрытие микрогранул наночастицами может существенно изменить их физические и химические свойства; это может обусловить их новые практические применения в электронике, создании дисплеев, решении энергетических проблем и других задач.

В докладе будут рассмотрены методы синтеза и стабилизации наночастиц на различных микрогранулах: политетрафторэтилена, SiO₂, алмаза, полистирола и др.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 05-03-32083, 06-03-72031, 07-03-00885), Гранта Президента РФ МК-253.2007.3, МНТЦ № 3457 и Программ фундаментальных исследований РАН «Разработка методов получения химических веществ и создание новых материалов».

СИНТЕЗ СОЕДИНЕНИЙ ВИСМУТА ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ И НАНОМАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Ю.М.Юхин, Р.К.Тухтаев, М.Н.Новокрещенова,
О.А.Логутенко, Т.А.Удалова, Л.И.Афоница

Институт химии твёрдого тела и механохимии СО РАН
e-mail: yukhin@solid.nsc.ru

С целью синтеза мелкокристаллических порошков оксида, оксохлорида и карбоксилатов висмута высокой чистоты исследовано их осаждение из нитратных растворов. Установлено, что при осаждении висмута из данных растворов в виде оксокарбоната и последующим его прокаливанием при 420 ± 20 °С, может быть получен мелкокристаллический порошок оксида висмута. Он представляет собой сферолитовидные образования с размером сферолита 0,2-1 мкм, состоящего из тонких чешуйчатых микрокристаллов. Показано, что висмут осаждается как из хлоридных, так и нитратных растворов при добавлении к ним хлорид-ионов в исследованной области рН 0-3 в виде оксохлорида BiOCl , а удельная поверхность продукта с повышением температуры от 25 до 90°С снижается с 12,4 до $1,1 \text{ м}^2 \cdot \text{г}^{-1}$.

Исследованы структурно-морфологические характеристики мелкокристаллических порошков металлического висмута, полученных при термическом (150-250 °С) разложении соединений висмута в высококипящем органическом растворителе (бензиловом спирте). Установлено, что эффективность восстановления висмута до металла возрастает в ряду: оксохлорид, оксонитрат, оксокарбонат, оксид, оксогаллат и дитартрат висмута. При восстановлении оксонитрата висмута до металла на начальной стадии обработки имеет место расщепление оксонитрата вдоль структурных слоёв с образованием вдоль этих слоёв частиц металлического висмута сферической формы с размером 0,1-1 мкм.

Проведённые исследования по термическому разложению монокарбоксилатов висмута с различной длиной метиленовой цепи свидетельствуют, что продуктом разложения оксоформиата, -каприлата, -лаурата и -стеарата висмута в инертной атмосфере или вакууме является нанокристаллический висмут. При разложении оксоформиата висмута в инертной атмосфере или вакууме образуется пористая структура, состоящая из ориентированных относительно друг друга нанокристаллических частиц висмута размером 5-10 нм. Разложение оксокаприлата, оксолаурата и оксостеарата висмута приводит к выделению на начальных стадиях реакции упорядоченных в слои наноразмерных частиц металлического висмута размером 1-5 нм, распределённых в полимерной матрице органического продукта.

Показано, что восстановление смеси карбоксилатов металлов в системе висмут-свинец, серебро, никель или медь является перспективным методом получения сплавов металлов субмикронного размера. Восстановление стеарата серебра бензиловым спиртом сопровождается образованием серебряных частиц размером от 0.2 до 0.5 мкм, а при восстановлении оксогидроксостеарата висмута образуются частицы металлического висмута сферической формы размером от 0.1 до 0.5 мкм. Однако при восстановлении механической смеси стеаратов серебра и висмута наблюдается образование сферических агрегатов размером до 1 мкм, состоящих из мелких, размером порядка 0.1 мкм, частиц серебра и висмута.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР И ФАЗОВЫЕ СООТНОШЕНИЯ В СИСТЕМАХ С ОКСИДАМИ ЦИРКОНИЯ, ИТТРИЯ И ЭРБИЯ

Е.Р.Андриевская, В.П.Смирнов, А.А.Фролов

*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,
Кржижановского, 3, 03680, Киев, 03142, Украина,
e-mail: ragulya@materials.kiev.ua*

Впервые исследованы особенности кристаллизации сплавов в тугоплавких системах с оксидами циркония, иттрия и эрбия. Указанные системы представляют практический интерес для создания новых высокоогнеупорных оксидных материалов конструкционного назначения с повышенными прочностными характеристиками на основе диоксида циркония и материалов для функциональной керамики.

С помощью методов термического анализа с использованием солнечной энергии на воздухе до 3000 °С, РФА, петрографии и электронной микроскопии изучены процессы направленной кристаллизации сплавов, условия формирования нанокристаллических структур и фазовые равновесия в тройной системе ZrO_2 - Y_2O_3 - Er_2O_3 и ограничивающих двойных системах ZrO_2 - Er_2O_3 , Y_2O_3 - Er_2O_3 .

В результате построена диаграмма плавкости системы ZrO_2 - Y_2O_3 - Er_2O_3 во всем концентрационном интервале. Установлено, что в области кристаллизации сплавов тройной системы ZrO_2 - Y_2O_3 - Er_2O_3 существуют два моновариантных трехфазных равновесия с участием жидкости. Температура 2330 °С является минимальной на поверхностях ликвидуса и солидуса рассмотренной тройной системы. Монотонный ход кривых ликвидуса и солидуса сплавов, однофазная структура отожженных сплавов (со следами превращения) позволяют утверждать, что высокотемпературные фазы со структурой типа флюорита (F), кубической (C) и гексагональной (H) кристаллических модификаций исходных компонентов образуют при субсолидусных температурах непрерывный ряд твердых растворов.

Нанокристаллические структуры ламеллярного типа образуются в результате полисинтетического двойникования ($C \rightleftharpoons H$) при кристаллизации сплавов тройной системы в области с высоким содержанием оксида иттрия 10 мол. % ZrO_2 -63 мол. % Y_2O_3 -27 мол. % Er_2O_3 и 40 мол. % ZrO_2 -42 мол. % Y_2O_3 -18 мол. % Er_2O_3 .

При проведении направленной кристаллизации сплавов оксидов циркония, иттрия и эрбия в центрально-симметричном температурном поле обнаружено, что для некоторых составов плотность твердой фазы при температуре кристаллизации меньше плотности расплава.

МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЙ ЭФФЕКТ В ГРАНУЛИРОВАННЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ Co-Al₂O_n и Co-CaF

С.Ф.Авдеев, О.В.Стогней

Воронежский Государственный Технический Университет
e-mail: avdeev_vstu@mail.ru

Проведено сравнительное исследование магниторезистивного эффекта в наноконпозиатах Co-Al₂O_n и Co-CaF. Объекты исследования представляли собой тонкоплёночные гранулированные наноконпозиционные материалы (толщиной 3-4 мкм), нанесенные на ситалловую подложку. Образцы для исследования были получены ионно-лучевым распылением составной мишени (кобальтовая основа с навесками диэлектрика) в атмосфере Ar. Наноконпозиты получены и исследованы в широком интервале соотношений диэлектрической и металлической фаз, включающем в себя как порог перколяции, так и концентрационные области до и после него. Исследование магнитных и магниторезистивных свойств проводилось с помощью двух-зондового потенциометрического метода. Максимальное значение напряженности магнитного поля достигало 10 кЭ.

Особенность системы Co-CaF заключается в том, что изолирующая матрица не содержит кислород, а роль окислителя в процессе формирования материала играет фтор. Наличие отрицательного магнитосопротивления (ОМС) в системе Co-CaF вместе с характерной s-образной зависимостью сопротивления от состава и порогом перколяции, свидетельствует о том, что плёнки являются наногранулированными. Максимальное значение отрицательного магнитосопротивления наблюдается вблизи порога перколяции и составляет 4 %. Из концентрационной зависимости магнитосопротивления наноконпозитов Co-CaF определено положение порога перколяции, соответствующее 45-50 ат. %.

В системе Co-Al₂O_n максимальное значение отрицательного магнитосопротивления достигает 6 %, что сопоставимо с аналогичными значениями в системе Co-CaF. Положение порога перколяции, определяемое из концентрационной зависимости магнитосопротивления наноконпозитов Co-Al₂O_n, соответствует области 53-60 ат. %. Это значение больше, чем концентрация, соответствующая положению порога перколяции в бескислородной системе Co-CaF, вследствие окисления поверхности металлических гранул.

Кроме отрицательного магнитосопротивления в системе Co-Al₂O_n, вблизи порога перколяции, обнаружено положительное магнитосопротивление (ПМС). ПМС характеризуется увеличением сопротивления наноконпозита при приложении слабого внешнего магнитного поля (до 1200 Э). При дальнейшем увеличении напряженности внешнего магнитного поля (выше 1200 Э) сопротивление наноконпозита начинает уменьшаться. Максимальное значение положительного магнитосопротивления достигает 1,5 %, в наноконпозите, содержащем 58 ат. % кобальта.

Предполагается, что наличие положительного магниторезистивного эффекта в наноконпозитах Co-Al₂O_n обусловлено морфологией плёнки.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №06-08-01045).

ВЛИЯНИЕ КИСЛОРОДА НА ПОЛОЖИТЕЛЬНУЮ СОСТАВЛЯЮЩУЮ МАГНИТОРЕЗИСТИВНОГО ЭФФЕКТА В ГРАНУЛИРОВАННЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ Co-Al₂O_n

С.Ф.Авдеев, О.В.Стогней, А.В.Ситников
Воронежский Государственный Технический Университет
e-mail: avdeev_vstu@mail.ru

Исследовано влияние кислорода на магниторезистивные свойства гранулированных наноконпозиционных материалов Co-Al₂O_n. Объекты исследования получены ионно-лучевым распылением составных мишеней (кобальтовая основа с навесками из Al₂O₃) в атмосфере аргона. Изучены три системы, полученные в различных условиях: в чистом аргоне и с добавлением в аргон кислорода при давлении (P_{Oxy}) 3,2*10⁻⁵ Торр и 3,5*10⁻⁵ Торр. Для каждого парциального давления кислорода получены образцы в широком интервале соотношений диэлектрической и металлической фаз, включающем в себя как порог перколяции, так и концентрационные области до и после него.

В исследованных наносистемах Co-Al₂O_n, Co-Al₂O_n (P_{Oxy}=3,2*10⁻⁵ Торр), Co-Al₂O_n (P_{Oxy}=3,5*10⁻⁵ Торр) увеличение парциального давления кислорода при получении композитов приводит к возрастанию удельного электрического сопротивления на несколько порядков и смещению электрического порога перколяции в область с более высоким содержанием металлической фазы. В наносистеме Co-Al₂O_n порог перколяции начинается при ~ 53 ат.%, в Co-Al₂O_n (P_{Oxy} = 3,2*10⁻⁵ Торр) при ~ 57 ат.%, а в Co-Al₂O_n (P_{Oxy} = 3,5*10⁻⁵ Торр) при ~ 70 ат.%.

В доперколяционной области составов с большим содержанием диэлектрической фазы возрастание доли металла приводит к монотонному росту значения отрицательного магнитосопротивления (ОМС). Максимальное значение ОМС в трёх исследованных наносистемах наблюдается при различных значениях металлической фазы: 6% при 46 ат.% Co в Co-Al₂O_n, 6,5% при 48 ат.% Co в Co-Al₂O_n (P_{Oxy} = 3,2*10⁻⁵ Торр), 5% при 52 ат.% Co в Co-Al₂O_n (P_{Oxy} = 3,5*10⁻⁵ Торр). С последующим увеличением доли металлической фазы происходит уменьшение значения отрицательного магнитосопротивления.

Во всех исследованных наносистемах в концентрационной области соответствующей порогу перколяции обнаружено положительное магнитосопротивление (ПМС). ПМС характеризуется увеличением сопротивления в слабом внешнем магнитном поле и последующим уменьшением сопротивления (т.е. переходом к отрицательному эффекту) при дальнейшем увеличении напряженности внешнего магнитного поля. Максимальное значение напряженности внешнего магнитного поля при котором ещё проявляется ПМС уменьшается с увеличением доли кислорода в наносистеме: 2,4 кЭ в Co-Al₂O_n, 1,2 кЭ в Co-Al₂O_n (P_{Oxy} = 3,2*10⁻⁵ Торр), 0,8 кЭ в Co-Al₂O_n (P_{Oxy} = 3,5*10⁻⁵ Торр).

Обнаружено уменьшение максимального значения положительного магнитосопротивления с увеличением доли кислорода в наносистеме. Максимальное значение положительного магнитосопротивления наблюдается в наносистеме Co-Al₂O_n и составляет 1,5%. По всей видимости, избыточный кислород окисляет гранулы кобальта, создает дополнительный изолирующий слой в виде оксидной плёнки на поверхности гранул, уменьшая, тем самым, магнитное взаимодействие между перколяционным кластером и ближайшими гранулами.

Работа выполнена при поддержке РФФИ грант № 06-08-01045.

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РОСТА ЗЕРЕН В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ЖЕЛЕЗЕ

А.Н. Алешин^{1,2}, А.М. Арсенкин¹, С.В. Добаткин¹

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва,
e-mail: dobatkin@ultra.imet.ac.ru*

²*Loughborough University, Loughborough, UK
e-mail: A.Aleshin@lboro.ac.uk*

Работа посвящена проблеме термической стабильности нано- и субмикроструктурных материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Физическими предпосылками работы является то, что, во-первых, при нагреве до температур ниже, чем $0,35T_{пл}$, практически не наблюдается рост зерен в нанокристаллических материалах, и во-вторых, границы зерен металлов, подвергнутых ИПД, находятся в высокоэнергетическом неравновесном состоянии, что определяет повышенное значение зернограничного поверхностного натяжения. Так как зернограничное поверхностное натяжение, также как и радиус кривизны зерна определяет скорость миграции границы зерна и зависит от структуры границы зерна, можно предположить, что предварительный нагрев СМК материалов при температуре ниже, чем $0,35T_{пл}$ может повлиять на рост зерен при последующем высокотемпературном нагреве. Таким образом, целью работы является изучение кинетики роста зерен в СМК армо-железе при двухступенчатом нагреве.

Образцы из армо железа размером диа.10x0,6мм были подвергнуты ИПД кручением при комнатной температуре под гидростатическим давлением 4 ГПа до истинной деформации $\epsilon \approx 6$. Электронномикроскопический анализ показал, что ИПД армо-железа в изученных условиях приводит к формированию субмикроструктурной структуры с размером зерна 100-300нм.

Установлено, что предварительный низкотемпературный отжиг (200°C в течении 20, 60, 90 и 120 часов) является эффективным приёмом, определяющим характеристики (размер зерна, подвижность границ зёрен) структуры при последующих отжигах при температурах 450°C и 650°C . Кинетику роста зерен изучали согласно [1] через средний топологический класс исчезающих зерен и среднюю зернограничную поверхность [2]. Показано, что при обеих температурах нагрева 450 и 650°C процесс роста зерен характеризуется средним топологическим классом исчезающих зёрен, равным 4,5.

Показано, что для зёренной микроструктуры, формирующейся при $T=450^{\circ}\text{C}$ (отжиг в течение 30 минут) характерно снижение размера зерна по мере увеличения длительности низкотемпературного отжига. Увеличение продолжительности предварительного низкотемпературного отжига при 200°C до 120 ч приводит к снижению приведенной подвижности границ зёрен при $T=650^{\circ}\text{C}$ более, чем в два раза.

Предварительные низкотемпературные отжики ведут к уменьшению зернограничного поверхностного натяжения за счет возврата границ, что является причиной стабилизации микроструктуры.

[1]. W.W. Mullins // J. Appl. Phys., 1956.- V. 27.- P. 567.

[2] .V.E. Fradkov, A.S. Kravchenko, and L.S. Shvindlerman // Scripta Met., 1985.- V. 19.- P. 1291.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ ОДНОМЕРНЫХ НАНОСТРУКТУР ОКСИДА ВАНАДИЯ

А.В.Аникина¹, А.В.Григорьева¹, Е.А.Гудилин², А.Б.Тарасов¹,
Ю.Д.Третьяков²

¹Факультет Наук о Материалах МГУ им. М.В.Ломоносова

²Химический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова

e-mail: anastasia@inorg.chem.msu.ru

Оксиды ванадия нашли широкое применение в различных областях науки и техники. В последние годы большой интерес проявляется к гибридным материалам на основе оксида ванадия в связи с их потенциальным применением в качестве каталитических, сенсорных и электрохимических систем. Одними из наиболее перспективных производных оксидов ванадия (V) и (IV) являются нанотрубки, висеры VO_2 и наноленты V_2O_5 .

В синтезе одномерных наноструктур одним из наиболее эффективных методов получения является гидротермальная обработка прекурсора. В данной работе синтез нанотрубок проводили при 180°C , время гидротермальной обработки варьировалось от 0 до 48 ч. В качестве прекурсоров нанотрубок выступали ромбический пентаоксид ванадия, а также ксерогель приблизительного состава $\text{V}_2\text{O}_5 \cdot 1,6 \text{H}_2\text{O}$, полученный путем взаимодействия кристаллического V_2O_5 с раствором перекиси водорода. В качестве структурно-направляющего (молекулярного) темплата был выбран гексадециламин-1. Синтез нанопроволоки проводили при более низких температурах.

Варьирование параметров синтеза, таких как концентрация исходных прекурсоров, время гидротермальной обработки, время перемешивания прекурсоров на первой стадии, природа растворителя, реологические характеристики среды приводит к возникновению различий в микроморфологии, степени кристалличности, скорости образования нанотрубок. Показано, что в случае, когда источником ванадий-кислородной компоненты выступает ксерогель, формирование характерной тубулярной структуры происходит значительно медленнее. Вероятной причиной для этого может быть более высокое значение вязкости реакционной смеси, что является следствием набухания измельченного ксерогеля в водном растворе. Попытка замены водного растворителя на ацетонитрил привела к образованию двухфазной смеси.

Гидротермальной обработкой кристаллического V_2O_5 в водном растворе этанола была получена нанопроволока. Анализ микрофотографий просвечивающей электронной микроскопии показал отсутствие внутренней полости в этих наноструктурах.

Для нанотрубок и нанопроволоки изучалась роль этапа предварительной гомогенизации смеси. Было выявлено принципиальное различие, на основании которого можно сделать заключение, что роль этанола во второй системе существенным образом отличается от роли гексадециламина в первом случае.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОКСИДОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Т.И.Арбузова, В.Б.Выходец, Б.А.Гижевский, Р.Г.Захаров, Т.Е.Куренных, Л.И.Леонтьев,
С.В.Наумов, Э.А.Пастухов, С.А.Петрова, В.П.Пилюгин, А.В.Фетисов, Т.И.Филинкова,
А.Я.Фишман

*Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

Исследованы нанокристаллические оксиды CuO , LaMnO_3 , MnFe_2O_4 , Mn_3O_4 , Mn_2O_3 , полученные методами сдвига под давлением, ударно-волнового нагружения, механохимии. Аттестация оксидных наноматериалов проведена различными методами (STM, XRD, XRS, аналитической химии). Установлены параметры кристаллической решетки, средние размеры кристаллитов, дисперсия размеров кристаллитов и величины микродеформаций оксидов. Найдены зависимости указанных характеристик от предыстории, способа и условий получения образцов. Обнаружен эффект постдинамической рекристаллизации, аналогичный наблюдаемому для металлических систем. Показано, что при всех рассмотренных методах деформирования оксидов (сдвига под давлением, ударно-волнового нагружения, механохимии) образуется достаточно тонкая микроструктура со средними размерами кристаллитов 20-30 нм. Это позволяет отнести полученные объемные материалы к наноструктурным.

Проведены прямые исследования кислородной нестехиометрии и кинетики изотопного обмена по кислороду в нано-, поли- и монокристаллических оксидах методом ядерного микроанализа. Получены новые данные об энергетических состояниях атомов кислорода в исследуемых оксидах.

Методами рентгенофлуоресцентной и Оже-спектроскопии установлен характер перераспределения валентных состояний меди и марганца в поверхностных слоях наноксидов LaMnO_3 и CuO по сравнению с крупнокристаллическими образцами.

Магнитными исследованиями на примере LaMnO_3 показано, что оптимальное сочетание объемных (колоссальное магнитосопротивление) и интерфейсных (туннельное магнитосопротивление) свойств наноксида не обязательно достигается при малых размерах кристаллитов.

Показано, что с помощью изменения размеров зерна в наноксидах 3d- металлов можно управлять их спектральными характеристиками, в частности, изменять эффективную ширину запрещенной щели, то есть варьировать окно прозрачности. Это открывает новые возможности в создании эффективных материалов для селективных покрытий на основе оксидных наноматериалов.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 06-03-32943, и Программы интеграционных исследований УрО и СО РАН.

ПОЛУЧЕНИЕ МЕДНЫХ НАНОЧАСТИЦ НА СТЕКЛОУГЛЕРОДЕ ДВУИМПУЛЬСНЫМ МЕТОДОМ

Т. А. Аржанова, А. П. Голиков, В. Г. Курявый

Институт химии Дальневосточного отделения РАН
e-mail: arzh@ich.dvo.ru

Двуимпульсный метод является быстрым электрохимическим методом для создания различных наноструктур на больших проводящих подложках. Согласно [1], дисперсия размера частиц характерна не только для прогрессирующей нуклеации, но и происходит при мгновенной нуклеации. Цель настоящей работы - выявить причины, вызывающие дисперсию размера частиц при прогрессирующей и мгновенной нуклеации, а также найти оптимальные условия получения однородных по размеру медных наночастиц.

Электрокристаллизацию меди на полированном стеклоуглероде осуществляли из кислого сульфатного электролита двуимпульсным методом. Сначала прикладывали к электроду короткий, высокий по амплитуде катодный потенциостатический импульс, в течение которого образовывались наночастицы, а затем с помощью длительного и низкого по амплитуде катодного потенциостатического импульса выращивали их до необходимого размера [2].

Исследовано влияние параметров нуклеации и роста двуимпульсного метода на плотность и дисперсию размера медных наночастиц. Установлено, что с увеличением перенапряжения нуклеации существенно увеличивается плотность медных наночастиц и уменьшается их размер. Дисперсность размера наночастиц также уменьшается. Однако с увеличением времени нуклеации она увеличивается. Увеличение времени роста наночастиц приводит к увеличению их размера, в результате чего количество изолированных частиц значительно сокращается.

Установлено, что полидисперсность размера частиц вызвана гетерогенным распределением межзародышевых расстояний. Найдены оптимальные условия получения монодисперсных медных наночастиц двуимпульсным методом как при прогрессирующей нуклеации, так и при мгновенной нуклеации.

[1] J. Fransaer, R. Penner // J. Phys. Chem. B. 1999.- V.103.- P. 7643.

[2] A. Scheludko, M. Todorova // Bull. Acad. Bulg. Sci. Phys. 1952.- V. 3.- P. 61.

ДЛИННОПЕРИОДИЧЕСКИЕ ПЛОТНОУПАКОВАННЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ В ПЛЁНКАХ СПЛАВА CoPd

Е.М.Артемов, М.Е.Артемов

Красноярский Государственный Технический Университет
e-mail: aem49@yandex.ru

Цель данной работы – идентификация метастабильных структур, отсутствующих на фазовой (Р,Т) диаграмме, которые возникают в нанокристаллических плёнках $Co_{50}Pd_{50}$.

Из многообразия наблюдаемых дифракционных картин, можно выделить несколько картин микродифракции дающих необычные результаты при расшифровке. Параметры идентифицируемой ГПУ структуры равны $a=2,62\text{\AA}$ $c=11,69\text{\AA}$ отношение $c/a=4,46$ существенно превосходит идеальное соотношение $c/a=1,63$ характерное для ГПУ структур. Кроме того, расшифровки электронограмм плёнок обладающих ГПУ структурой полученных при различных технологических параметрах говорят о том, что отношения параметра c/a существенно разнятся: 3,6; 4,4; 6,6. Дальнейшая термообработка данных плёнок приводит к образованию гетерофазной системы, состоящей из ГЦК и ГПУ фаз сплавов $Co_{50}Pd_{50}$. Необратимое исчезновение ГПУ фазы в исследуемых плёнках происходит при температуре $T=360^{\circ}C$. На некоторых образцах, характеризующихся в исходном состоянии диффузным гало, в результате термоотжига или при облучении сфокусированным пучком электронов наблюдалась следующая схема превращения «аморфное гало» → ГЦК+ГПУ.

Регистрируемые времена превращения, взаимная ориентировка кристаллических решёток, образующихся ГЦК и ГПУ фаз указывает на мартенситный, сдвиговый характер превращений. ГПУ фазы, с соотношениями $c/a=3,6$; 4,4; 6,6 на фазовой (Р,Т) диаграмме сплава CoPd нет. Мы считаем, что данные кристаллические состояния являются длиннопериодическими плотно упакованными слоистыми структурами и представляют собой следующие последовательности плотно упакованных слоёв: АВАС, А...=4Н; АВСАСВ, А...=6Н; АВАВАСАС, А... и АВСВАСВС, А...=8Н

Безусловно, наибольший интерес представляет исходное метастабильное состояние плёнок нанокристаллического сплава $Co_{50}Pd_{50}$, характеризующиеся диффузным гало. Необходимо указать «диффузное гало» → АВАС, А... также является сдвиговым, поскольку осуществляется в течении нескольких секунд (при облучении сфокусированным пучком электронов). Наличие «диффузного гало» на данных плёнках позволяет заключить, что исходное состояние следует рассматривать как отдельный вид переходного мартенсита. Кристаллическая (дефектная) структура данного состояния представляет собой набор беспорядочно уложенных плотноупакованных плоскостей (111)ГЦК либо (001)ГПУ. В такой структуре в плотноупакованных плоскостях выполняется трансляция, в направлении же перпендикулярном плотноупакованным плоскостям регулярного расположения атомов нет.

Таким образом, последовательность превращений в нанокристаллических плёнках сплава $Co_{50}Pd_{50}$ нужно рассматривать как превращения сдвигового типа, в результате которых осуществляется переход от абсолютно беспорядочной многослойной плотноупакованной структуры к известным кристаллическим ГЦК и ГПУ плотноупакованным структурам.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВ АЛЮМИНИЯ

А.П.Астанкова, А.Ю.Годымчук

ФГНУ «Научно-исследовательский институт высоких напряжений», г. Томск, пр. Ленина, 2А,
факс: (3822) 418560,
e-mail: astankova@rambler.ru

Гидроксид алюминия используется для производства керамики разного назначения, широко применяется для приготовления катализаторов, является распространенным техническим адсорбентом и наполнителем полимеров, а также используется в медицине, косметике, радиоэлектронике, сельском хозяйстве, и т.д.

Эффективность применения гидроксида алюминия зависит от способа получения и вида исходного сырья. Существует множество способов получения этого продукта, но мы предлагаем использовать гидротермический синтез, который является относительно простым и эффективным методом для получения пористых гидроксидов алюминия, характеризующихся развитой поверхностью.

Целью настоящей работы являлось исследование формирования пористых структур оксида-гидроксида алюминия при взаимодействии с водой электровзрывных нанопорошков, и промышленных порошков алюминия.

Для получения целевого продукта использовали нанопорошки алюминия, полученные в разных условиях электрического взрыва проводников на установке ФГНУ «НИИ высоких напряжений» [1], а также промышленный порошок АСД-1.

Для сравнения пористые структуры получали двумя способами:

Первый способ: готовили суспензии путем смешивания 2 г порошка алюминия с 50 мл дистиллированной воды, предварительно нагретой до 50 °С. Суспензия в термостойком стакане подогревалась до 64-66 °С при непрерывном перемешивании магнитной мешалкой, затем перемешивание проводилось без подогрева. Во время эксперимента проводилась запись температуры с помощью самописца КСП-4 и хромель-алюмелевой термопары. После окончания эксперимента избыток воды удаляли, а продукты высушивались на воздухе при комнатной температуре (22-25 °С).

Второй способ: в 6 термостойких стаканов, емкостью 400 мл, насыпали разные навески (1 г, 2 г, 3 г, 4 г, 5 г, 6 г) электровзрывного нанопорошка алюминия. Подогретую до 70 °С дистиллированную воду (70 мл) вливали в стакан с порошком. Окисление образцов нанопорошка алюминия проходило в течение 1 месяца. По мере окисления нанопорошка алюминия, к образцам, в которых вода прореагировала (испарилась), добавляли дистиллированную воду комнатной температуры, до полного окисления нанопорошка алюминия.

В работе показано, что при взаимодействии нанопорошка алюминия с водой можно получать структуры с удельной площадью поверхности 202,4- 304,4 м²/г, тогда как исходный порошок алюминия имеет площадь удельной поверхности равную 8,5-20,5 м²/г.

Получать пористые оксиды-гидроксиды алюминия целесообразнее первым способом, так как такой процесс характеризуется относительно небольшим индукционным периодом и саморазогревом частиц, что приводит к полному окислению алюминия [2].

[1] Ильин А.П. //Известия ТПУ, 2003. – т.306. – №1. – С.133-139.

[2] Годымчук А.Ю., Ан В.В., Ильин А.П. // Физика и химия обработки материалов, 2005. - №5. – С.69-73.

**ОПТИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ
НАНОУПОРЯДОЧЕННЫХ ПЛЕНОК V₂O₅/Si, ПОЛУЧЕННЫХ РЕАКТИВНЫМ
МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ**

В.В.Атучин¹, В.А.Кочубей¹, В.Н.Кручинин², Л.Д.Покровский¹, К.В.Рамана³

¹*Лаборатория оптических материалов и структу, Институт физики
полупроводников СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия*
e-mail: atuchin@thermo.isp.nsc.ru

²*Лаборатория исследования поверхности, Институт катализа СО РАН,
Новосибирск, 630090, Росси.*
e-mail: kruch@catalysis.nsk.su

³*Группа наноструктурных исследований, Геологический факультет, Университет
Мичигана, Анн Арбор, Мичиган 48109, США.*
e-mail: ramana@unich.edu

Пентаоксид ванадия, V₂O₅, является наиболее стабильным оксидом в системе V-O и испытывает фазовый переход полупроводник-металл при ~250°C. Физические характеристики пленок V₂O₅ могут быть существенно модифицированы путем интеркаляции или термического восстановления в специальных газовых смесях. Тонкие пленки V₂O₅ могут быть получены различными методами и хорошо интегрируются в приборы сенсорной электроники. В данном исследовании тонкие пленки V₂O₅ на подложках Si были синтезированы методом реактивного магнетронного распыления мишени из металлического ванадия в газовой смеси Ar/O₂ низкого давления. Фазовый состав пленок исследован методами рентгенофазового анализа (РФА) и дифракции электронов высоких энергий на отражение (ДЭВЭО) при энергии 65 кВ. В результате в диапазоне парциальных давлений кислорода 35.4-48.9% обнаружено формирование сильно текстурированной поликристаллической пленки V₂O₅ с преимущественной ориентацией [100]. Характерный размер кристаллитов составляет 100-200 нм в зависимости от условий нанесения. Химический состав пентаоксида ванадия подтвержден рентгеновским микроанализом и обратным резерфордским рассеянием. Электронная структура оксида проанализирована методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Установлено наличие на поверхности только ванадия в состоянии окисления V⁵⁺. Оптические характеристики пленок исследованы методом спектральной эллипсометрии в диапазоне длин волн λ = 250-900 нм. Характеристики пленок V₂O₅ хорошо воспроизводимы и слабо зависят от соотношения Ar/O₂ в реакционной смеси. Признаков оптической анизотропии не обнаружено. Толщина переходного слоя на интерфейсе V₂O₅/Si составляет ~20 нм.

**ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ТОНКИХ АМОРФНЫХ ПЛЕНОК
ZrO₂/Si, ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ЛУЧЕВОГО РАСПЫЛЕНИЯ С
АССИСТИРОВАНИЕМ**

В.В.Атучин¹, В.Ш.Алиев², В.Н.Кручинин³, Л.Д.Покровский¹, С.В.Рамана⁴

¹*Лаборатория оптических материалов и структур, Институт физики
полупроводников СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия
e-mail: atuchin@thermo.isp.nsc.ru*

²*Лаборатория физической химии поверхности полупроводников и систем
полупроводник-диэлектрик, Институт физики полупроводников СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия
e-mail: aliev@thermo.isp.nsc.ru*

³*Лаборатория исследования поверхности, Институт катализа СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия
e-mail: kruch@catalysis.nsk.su*

⁴*Группа наноструктурных исследований, Геологический факультет,
Университет Мичигана, Анн Арбор, Мичиган 48109, США
e-mail: ramana@unich.edu*

Известный как представитель оксидов с наиболее высокой диэлектрической проницаемостью (ϵ), ZrO₂ привлек особое внимание в последние годы в качестве функционального оксида для микроэлектроники и силовой оптики. Для многих применений требуются именно аморфные пленки, так как в кристаллических пленках наблюдается дополнительная проводимость по границам зерен и повышенные оптические потери. С другой стороны контролируемая кристаллизация изначально аморфных пленок во многих вариантах приводит к получению нанопорядоченных кристаллических систем. В данном исследовании такого рода процесс прослежен для пленок оксида циркония на Si(100).

Для ZrO₂ известно три полиморфных модификации с моноклинной, тетрагональной и кубической структурой. Моноклинная фаза термодинамически стабильна в диапазоне от комнатной температуры до 1200°C и, соответственно, следует ожидать перехода от аморфного состояния именно в эту кристаллическую фазу в диапазоне температур 600-1000°C.

Аморфные пленки ZrO₂ были получены методом ионно-лучевого распыления с ассистированием. В качестве источника циркония применялась металлическая мишень с чистотой 99.7%. Аргон и кислород подводились к ионному источнику. Первоначально камера откачивалась до остаточного давления 10⁻⁶ Торр. Толщина и оптические параметры полученных пленок в диапазоне 20-40 нм контролировались методом лазерной эллипсометрии на $\lambda = 633$ нм. Последующие термообработки производились в атмосфере воздуха с шагом в 100°C и охлаждением после каждого отжига до комнатной температуры для контроля кристаллической структуры. Во время термообработок образцы помещались в платиновый контейнер во избежание загрязнения. Структурные характеристики пленки измерялись методом дифракции высокоэнергетичных электронов на отражение (ДЭВЭО) при энергии электронов 65 кэВ. Изменение оптических параметров в результате отжига измерялось методом спектральной эллипсометрии.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ИК-ПИРОЛИЗОВАННОГО ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛА И Gd.

К.А.Багдасарова¹, Л.М.Земцов¹, Г.П.Карпачева¹, Н.С.Перов²,
А.В.Максимочкина², Э.Л.Дзидзигури³, Е.Н.Сидорова³

¹ *Институт нефтехимического синтеза им.А.В.Топчиева РАН, 119991 Москва, Ленинский проспект, 29.*

e-mail: bagdasarova@ips.ac.ru

² *Физический факультет МГУ, 119992 Москва, Воробьевы горы*

³ *Московский государственный институт стали и сплавов, 119049 Москва, Ленинский пр. 4*

Получены металл-углеродные наноконпозиты – ИК-пиролизированный полиакрилонитрил/Gd – (ИК-ПАН/Gd) по методике [1].

Присутствие Gd в процессе ИК-пиролиза полиакрилонитрила оказывает существенное влияние на структурные превращения в матрице и изменение свойств в композите в целом. По данным просвечивающей электронной микроскопии в образцах композитов обнаружены наноструктурированные углеродные объекты: бамбукообразные углеродные нанотрубки с внешним диаметром от 19 до 55 нм, углеродные наносферы $d = 10\text{--}80$ нм. С увеличением интенсивности ИК-пиролиза до $T = 1200$ °С углеродные наносферы увеличиваются в размерах до $d = 50\text{--}200$ нм. Кроме того, формируются октаэдрические углеродные частицы с размерами 250–380 нм.

Наноструктурированные частицы состоят только из углерода, либо они содержат наночастицы соединений Gd, инкапсулированные в сферических или октаэдрических углеродных частицах.

Рентгенофазовый анализ показывает, что образцы содержат фазы аморфного углерода, GdOCl и GdN. Фазы кристаллического Gd и графита рентгенографически не обнаруживаются.

С помощью вибрационного магнитометра при комнатной температуре исследованы магнитные свойства. Особый интерес представляет то, что Gd, имея низкую температуру Кюри $T_c = 293\text{K}$, в образцах, полученных при $T = 700$ и 1200 °С, при комнатной температуре проявляет гистерезисный характер перемагничивания. Это может быть следствием усиления обменных взаимодействий между атомами Gd с участием системы полисопряжения углеродной матрицы, что приводит к увеличению обменного интеграла и повышению T_c выше комнатной.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 04–03–32582.

[1] Земцов Л.М., Карпачева Г.П., Муратов Д.Г., Ефимов М.Н., Багдасарова К.А.// Высокомолекулярные соединения. А. 2006.- Т. 48., № 6.- С. 977-982.

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ИК-ПИРОЛИЗА НА СТРУКТУРУ И
СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ
ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛА, Fe (Co)**

К.А.Багдасарова¹, Л.М.Земцов¹, Г.П.Карпачева¹, Э.Л.Дзидзигури²,
Е.Н.Сидорова², Н.С.Перов³, А.В.Максимочкина³

¹ *Институт нефтехимического синтеза им.А.В.Топчиева РАН, 119991 Москва,
Ленинский проспект, 29.*

e-mail: bagdasarova@ips.ac.ru

² *Московский государственный институт стали и сплавов, 119049 Москва, Ленинский
пр. 4*

³ *Физический факультет МГУ, 119992 Москва, Воробьевы горы*

Получены металл-углеродные наноконпозиты – ИК-пиролизированный полиакрилонитрил/Fe (Co) – (ИК-ПАН/Fe (Co)) по методике [1].

Геометрия наноструктурированных углеродных объектов (ИК-ПАН/Fe – наносферы, ИК-ПАН/Co – нанохорны), обнаруженных с помощью просвечивающей электронной микроскопии зависит от природы металла.

По данным рентгенофазового анализа степень аморфности композитов уменьшается с увеличением температуры отжига. В ИК-ПАН/Co идентифицируются по крайней мере три фазы: аморфного углерода, графита и Co-ГЦК. Проведён структурный анализ, расчёт среднего размера и распределения по размерам кристаллитов фазы Co. В образцах ИК-ПАН/Fe выявлены фазы карбидов Fe (Fe₃C и, возможно, Fe₂C, Fe₇C₃) и аморфного углерода.

Исследование ИК-ПАН/Fe с помощью рентгенофотоэлектронной спектроскопией показало зависимость конфигурации связей азота и углерода от интенсивности ИК-пиролиза. Соотношение азота, связанного с двумя атомами sp² углерода в кольце и с одинарными связями в тригональной координации – мостиковый азот, изменяется в пользу последнего. Также уменьшается доля углерода, связанного с азотом, а доля графитоподобного углерода – растёт.

С помощью вибрационного магнитометра при комнатной температуре исследованы магнитные свойства наноконпозитов, полученных при различной интенсивности ИК-отжига. Обнаружено, что все образцы ИК-ПАН/Fe (Co) являются ферромагнитными, при этом намагниченность насыщения, коэрцитивная сила, а также вклад суперпарамагнитной фракции существенно зависят от условий приготовления.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 04–03–32582.

[1] Земцов Л.М., Карпачева Г.П., Муратов Д.Г., Ефимов М.Н., Багдасарова К.А.// Высомолек.соед. А. 2006. Т. 48. № 6, с. 977-982.

МЕХАНОСИНТЕЗ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ ФАЗЫ Fe_{23}B_6

В.А.Баринов, В.А.Цурин, С.И.Новиков

Институт физики металлов, 620219, Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, 18
e-mail: barinov@imp.uran.ru

Исследованы структура, сверхтонкие взаимодействия и магнитные свойства метастабильной фазы Fe_{23}B_6 , впервые полученной в макроскопических объемах в состоянии, близком к монофазному. Анализ продуктов твердофазных реакций (ТФР), протекающих в системе Fe-B при механическом измельчении показывает, что оптимальный для механосинтеза (МС) метастабильной кристаллической фазы Fe_{23}B_6 состав находится вблизи Fe +20.7 ат.% В. Было установлено также, что параметр ГЦК решетки Fe_{23}B_6 ($F m \bar{3}m$) и температура магнитного упорядочения зависят, при сохранении всех прочих условий механической обработки смеси, от времени синтеза и составляют в пределах структурного типа (Cr_{23}C_6): $a \cong 1.0663$ и 1.0637 нм; $T_C \cong 627$ и 704 К – для МС-сплавов после 15 и 36 ч соответственно.

Однако данные мессбауэровских экспериментов (^{57}Fe) не выявили какой-либо заметной временной зависимости параметров сверхтонких взаимодействий в МС-сплавах Fe-B при $T=300$ К в интервале концентраций $20 \leq c_B \leq 25$ (ат. %). Было установлено, что структура распределения сверхтонких магнитных полей $P(H)$ в указанном интервале в целом сохраняется и отличается лишь большей или меньшей величиной мессбауэровских вкладов f_{Fe} в области полей $H_{\text{hf}} \cong 20$ и 33 Тл. Вместе с тем анализ мессбауэровских данных показал, что наряду с существенно отличающейся степенью заселенности атомами железа кристаллографических позиций элементарной ячейки от теоретических значений (4a:8c:32f:48h), в низкополевой части ($H_{\text{hf}} \leq 23.6$ Тл) распределения $P(H)$ фазы Fe_{23}B_6 присутствуют дополнительные вклады, наблюдавшиеся при механосинтезе смеси Fe +33 ат.% В.

Для объяснения сложного вида мессбауэровских спектров и присутствия в распределениях $P(H)$ вкладов, не являющихся характерными для данного типа кристаллической структуры, наиболее простым является подход, основанный на неоднородности исследуемых материалов. Особенности спектра в данном случае описываются суперпозицией мессбауэровских вкладов, пропорциональных числу и объему равновесных или метастабильных фаз, определяемых соответствующей фазовой диаграммой. Другой подход в исследовании природы формирования в спектрах однофазных сплавов с кристаллографически эквивалентными позициями атомов железа асимметрии спектра или низкополевых саттелитов базируется на определении роли анизотропии в результирующем взаимодействии магнитного дипольного и электрического квадрупольного моментов.

Принципально иной подход был использован при исследовании ближнего атомного порядка кристаллического сплава Fe_2B при механическом измельчении. Было установлено, что особенности распределения $P(H)$ в Fe_2B на ранних стадиях измельчения определяются лишь локальными смещениями атомов (ЛАС) и для их описания не требуется привлечения каких-либо посторонних фаз.

Моделирование ближнего атомного порядка в ГЦК структуре фазы Fe_{23}B_6 с несколькими положениями атомов Fe в элементарной ячейке свидетельствует о логической обоснованности модели ЛАС в рамках предположения, что тип неравновесных конфигураций атомов соответствует симметрии пространственной группы и выполнению известных соотношений между величиной сверхтонкого магнитного поля H_{hf}^1 и значениями параметров локального окружения атомов, установленных для кристаллических и аморфных сплавов Fe–Me (Me=Si; C; B; P).

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА
ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ЭВОЛЮЦИЮ
ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ
НИКЕЛИДА ТИТАНА.**

А.А.Батурин¹, А.И.Лотков¹, В.Н.Гришков¹, А.С.Сурков²

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

²*Фраунгоферовский институт неразрушающего контроля, Германия,*

Саарбрюкен

e-mail: abat@ispms.tsc.ru

В последние годы методы интенсивной пластической деформации (ИПД) поверхности привлекли особое внимание возможностью формирования градиентного наноструктурного слоя вблизи поверхности, который значительно улучшает ряд практически важных характеристик конструкционных и функциональных материалов. Например, в железе удаётся получить микротвёрдость до 7 ГПа за счёт формирования субмикроструктурного слоя поверхностными методами ИПД, в то время как при обычных способах деформирования микротвёрдость не превышает 2,6 ГПа.

Достижение высоких физико-механических свойств в металлах и сплавах методами ИПД невозможно без исследований механизмов нанофрагментации и выявления факторов, контролируемых достижение наноструктурного состояния. Использование метода ультразвуковой обработки (УЗО) для интенсивной пластической деформации поверхностных слоёв образцов позволяет осуществить исследования взаимосвязи структура-свойство в широком диапазоне размеров зерен (от десятков мкм в исходном состоянии до нескольких нм после) на одном образце.

В данной работе исследовано влияние интенсивной пластической деформации при УЗО на закономерности изменения морфологии поверхности, микроструктуры, фазового состава и эволюцию дефектов кристаллического строения в поверхностных слоях никелида титана ($Ti_{50}Ni_{50}$), образцы которого при комнатной температуре находились в мартенситной фазе со структурой $B19'$. Показано, что ИПД образцов $TiNi$ методом УЗО при комнатной температуре приводит к сильному (в 3 раза) упрочнению поверхностного слоя и его нанофрагментации. Выявлена тенденция к стабилизации высокотемпературной $B2$ фазы в ультрамелкозернистом состоянии $TiNi$. Методом аннигиляции позитронов установлено, что при возрастании величины ИПД резко увеличивается концентрация как дислокационных, так и вакансионных дефектов. Концентрация последних увеличивается на несколько порядков. В наноструктурном состоянии преимущественно наблюдаются дефекты вакансионного типа, средний объём которых меньше объёма равновесных вакансий в $TiNi$ и сравним с величиной свободных объёмов в аморфизированных сплавах на основе никелида титана. Обсуждается роль дефектов кристаллического строения в механизмах формирования наноструктурного состояния под воздействием ИПД.

СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ И КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНЫХ И КАРБИДКРЕМНИЕВЫХ МАТРИЦ

В.Е.Бевз¹, О.Р.Бережная, Т.В.Критская, В.А.Скачков

*Запорожская государственная инженерная академия,
¹Запорожский титано-магниевого комбинат*

При получении материалов высокой чистоты, в частности кварца, монокристаллов и эпитаксиальных структур кремния, требуется использование незагрязняющих конструктивных материалов. Такие материалы должны иметь высокие механические свойства, устойчивость к воздействию высоких, низких температур и их градиентов, быть технологичными.

Достаточно хорошо для этих целей зарекомендовали себя различные виды силицированного графита и углеродных композиционных материалов (УКМ).

Проводились исследования технологии капельного силицирования различных сортов графита (ГМЗ, ЗОПГ, МПГ6, МГ1 по ТУ 48 – 20 – 90 – 82), графитового войлока (ТУ 16 – 538 – 357 – 80), графитированной углеродной ткани, уплотненной пироуглеродом (ТУ 48 – 4807 – 16 – 82). Пропитке кремнием подвергались изделия из графита или УКМ нагретые до температур 1900 – 1920°С (вакуум или атмосфера аргона, 1,33кПа). Контроль фазового состава подвергнутых силицированию изделий производился металлографическим методом. Установлены зависимости содержания фазы карбида кремния в материале от его пористости, температуры и длительности температурного воздействия после силицирования. В процессе силицирования углеродные волокна (УВ) взаимодействуют с жидким кремнием при этом их диаметр уменьшается с 7 до 2,5мкм в течение 50 минут.

Для обеспечения целостности УВ и защиты от взаимодействия с жидким кремнием их поверхность покрывается пленкой оксида кремния толщиной до 2мкм. Такая защита обеспечивает практически нулевую скорость взаимодействия покрытия с жидким кремнием до температур 1700°С. Содержание углерода в силицированных УУКМ на основе УВ с защитным покрытием возрастает с 35...45% до 60...70%, предел прочности на сжатие возрастает с 250...450 до 600...700МПа, модуль Юнга возрастает с 80...120 до 170...190ГПа.

Изделия из графита и УКМ, подвергшиеся силицированию, имеют механическую прочность, в несколько раз превосходящую ее величину у обычных изделий из графита и УКМ. Уровень загрязнения кварца, моно- и поликристаллического кремния был существенно ниже, чем при использовании конструктивных материалов из графита и УКМ.

Подвергшиеся силицированию изделия были применены в специальных конструкциях для процессов сварки прутков – подложек кремния в кислородно – водородном пламени (~ 1300°С, воздух), изготовления изделий из синтетического кварца (~ 1350°С, вакуум ~ 133Па), в процессах стартового высокочастотного разогрева полупроводниковых и диэлектрических материалов ($\geq 400^\circ\text{C}$, вакуум 0,13...0,013Па), в качестве деталей крепления кремниевых прутков подложек в процессах водородного восстановления SiHCl₃ (800...1000°С, атмосфера SiHCl₃, SiCl₄, HCl, H₂), уплотняющих колец трубопроводов сжиженных газов (-196°С), в процессах выращивания кремниевых труб из расплава по методу Чохральского.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОПОРОШКА НИТРИДА АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА ПРОВОЛОКИ

И.В.Бекетов, Ю.А.Котов, Е.И.Азаркевич

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург
e-mail: beketov@iep.uran.ru

Процесс образования нитрида алюминия в условиях электрического взрыва алюминиевой проволоки носит неравновесный характер. Для понимания процесса рассчитано химическое равновесие системы алюминий – азот. В результате расчета установлено, что для каждого значения давления внутри реактора существует граничное значение температуры, выше которого образование AlN невозможно. Получена зависимость граничной температуры от давления азота, увеличение давления азота приводит к монотонному увеличению граничной температуры. В условиях электрического взрыва проволоки начальная температура продуктов взрыва значительно выше граничной и имеет величину порядка 7000°K, при своем разлете продукты остывают до температуры 400°K за время порядка нескольких миллисекунд. Процесс образования AlN оказывается ограниченным с одной стороны быстрым остыванием продуктов взрыва, а с другой – наличием граничной температуры.

Эксперименты по получению нитрида алюминия проводились в установке электрического взрыва проволоки. Для обеспечения требуемого режима взрыва емкость конденсаторной батареи установки изменялась от 3.2 мкФ до 6.4 мкФ, а зарядное напряжение от 20 до 37кВ. В экспериментах использовалась алюминиевая проволока диаметром 0.45 мм, длина проволоки изменялась от 79 до 145мм, взрыв проволоки производился в азоте, давление изменялось от 3 до $5,5 \cdot 10^5$ Па. Удельная поверхность порошков измерялась методом BET. Содержание алюминия определялось волюмометрическим методом. Электронная микроскопия образцов порошков выполнялась на просвечивающем (TEM) и сканирующем (SEM) микроскопах.

Ранее в [1] было показано, что при взрыве алюминиевой проволоки в азоте получаемые порошки представляют собой смесь нитрида алюминия и алюминия, содержание AlN увеличивается с увеличением введенной в проволоку энергии, а зависимость носит линейный характер. Максимальный перегрев $k = W/W_S$ (W – введенная в проволоку энергия, W_S – энергия сублимации) в экспериментах не превышал значения 1.7, а область больших перегревов осталась неисследованной.

В настоящей работе исследован диапазон перегревов от 1,33 до 2,5. В результате проведенных экспериментов получены зависимости содержания нитрида алюминия C_{AlN} в порошках от перегрева и давления азота. Увеличение перегрева и давление азота приводит к увеличению содержания нитрида алюминия в полученном порошке. Однако, для каждой зависимости $C_{AlN}(k)$ существует значение перегрева k_{max} , выше которого прекращается увеличение содержания нитрида алюминия.

Увеличение давления в камере приводит к смещению зависимости $C_{Al}(k)$ в область больших содержаний AlN, характер зависимости при этом не меняется. Установлено, что причиной такого поведения кривых является дуговой разряд, сопровождающий электрический взрыв. зависимость $C_{AlN}(k)$ переходит в насыщение (прекращается увеличение C_{AlN}), когда энергия дугового разряда достигает значений 0.4 – 0.5 W_S . В результате поиска наилучших условий электрического взрыва, а также устранения дугового разряда с помощью разрядника получен порошок с содержанием AlN равным 93 % и удельной поверхностью 14 м²/г.

[1] Yu.A. Kotov, O.M. Samatov. // J. NanoStructured Materials, 1999.- V. 12.- P. 119-122.

НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА $Al_{87}Ni_{10}Nd_3$ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ФОТОННОЙ ОБРАБОТКЕ

О.К.Белоусов¹, В.В.Вавилова¹, В.М.Иевлев³, С.В.Канькин², Ю.Е. Калинин²,
Ю.К.Ковнеристый¹, С.Б.Кущев², Н.А.Палий¹, С.А.Показаньева²

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,

²Воронежский Государственный технический университет,

³Воронежский Государственный университет

e-mail: westlinex@mail.ru

Целью исследования является влияние низкотемпературной термического отжига и импульсной фотонной обработки (ИФО) на процесс кристаллизации и свойства аморфного сплава (АС) $Al_{87}Ni_{10}Nd_3$.

Образцы аморфного сплава $Al_{87}Ni_{10}Nd_3$ были получены закалкой из жидкого состояния при скорости охлаждения $\sim 10^6$ К/сек. Сплав предварительно изготавливали из исходных материалов чистотой: Al-99,99%, Ni-99,9%, Nd-99,5% путем сплавления в электродуговой печи. Были проведены исследования как аморфных, так и закристаллизовавшихся образцов сплава с использованием методов: рентгеновская дифракция (на $Cu K_{\alpha}$ -излучении, в том числе и поточечная съемка с шагом $0,05^{\circ}$) и просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) с микродифракцией избранного участка для определения размера областей когерентного рассеяния в структуре аморфного сплава, размера выделяющихся фаз, а также оценки фазового состава; дифференциальная сканирующая калориметрия для определения T_c АС и тепловыделения; измерение микротвердости в исходном состоянии, после отжига и ИФО для оценки склонности сплава к упрочнению; измерение внутреннего трения и относительного модуля упругости E/E_0 для получения информации об изменении структурного состояния АС при нагреве со скоростью $v_n=4$ К/мин и оценки происходящих при отжиге и ИФО превращений. Испытания проводили на ленточных образцах толщиной 40-45 мкм и шириной 3 мм. Для ПЭМ образцы утоняли химическим травлением методом "окна" в растворе $40CH_3COOH+30H_3PO_4+20HNO_3+10H_2O$.

ТО АС $Al_{87}Ni_{10}Nd_3$ проводили в вакуумированных ампулах при температуре 500 К в течение 5, 15 и 30 мин. ИФО с разлнчной поступающей на образец энергией излучения $E_n = 1, 2, 5, 8, 10, 11, 14, 15$ и 17 Дж/см² проводили в вакууме $5 \cdot 10^{-3}$ Па на установке УОЛП-1. Источником некогерентного излучения (диапазон 0,2-1,2 нм) служили 3 газоразрядные ксеноновые лампы типа ИНП-16/250. Пленки облучали в течение 0,1-1,7 с при мощности излучения светового потока 10 Вт/см².

Установлено следующее:

- Калориметрические исследования показали, что при нагреве АС до $T=460$ К происходит выделение твердого раствора на основе алюминия, сопровождающееся выделением тепла (с теплотой $\Delta H_{Al}=+1,6$ кДж/моль), а при $T=601$ К сплав кристаллизуется с $\Delta H_c=+2,93$ кДж/моль.
- Величина теплоты выделения наночастиц алюминия и кристаллизации аморфного сплава изменялась в зависимости от E_n , максимумы ΔH_{Al} и ΔH_c наблюдали при $E_n=8$ Дж/см².
- После воздействия ИФО с $E_n=1-10$ Дж/см² наряду с выделением нанокристаллических фаз в сплаве сохраняется аморфная матрица, при $E_n>15$ Дж/см² становится аморфно-кристаллическим, а при $E_n=17$ Дж/см² кристаллизация завершается полностью.
- Отжиг и ИФО приводили к упрочнению АС, составляющему $H_m/H_{am}=1,34-1,36$, при сохранении пластичности АС. Увеличение времени отжига при 500 К приводило к росту значения H_m/H_{am} до 1,53, при этом сплав становился хрупким, также как и при ИФО с $E_n \geq 15$ Дж/см².
- ИФО приводит к повышению свойств АС, например, твердости, при сохранении пластичности сплавов и по сравнению с отжигом может служить лучшим методом обработки АС.
- Показана возможность формирования методом ИФО композиционной структуры, образованной дискретными выделениями нанокристаллических фаз со средним размером 2,5-5 нм в аморфной матрице.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты № 05-03-32726, № 06-03-965053-центр-ОФИ.

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИЗ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ (ЭПФ) В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Ж.М.Бледнова, Н.А.Махутов¹, М.И.Чаевский

Кубанский государственный технологический университет, г. Краснодар

e-mail: blednova@mail.ru

¹Институт машиноведения РАН им. А.А. Благодирова

В условиях предпочтительного развития технологий инженерии поверхности принципиально новые возможности с точки зрения экономической целесообразности и ресурсосбережения открывают подходы к созданию изделий, в которых функциональный материал составляет незначительную долю общей массы, т.е. может использоваться в виде поверхностно-модифицированного слоя. Высокоэффективные технологии, связанные с интенсивным энергетическим воздействием (аргонно-дуговая [1], лазерная [2], плазменная, комбинированный процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и горячего изостатического прессования [1]), позволяют формировать поверхностные слои из сплавов с ЭПФ разной дисперсности, в том числе с нанокристаллической структурой, обеспечивающие повышение долговечности и расширение функциональных возможностей изделий [3].

В докладе приведены сравнительные результаты исследования процесса формирования поверхностных слоев из сплавов с ЭПФ с использованием различных технологий, обеспечивающих функционально-механические характеристики объемного материала с памятью (обратимое формоизменение, прочность, пластичность) и доведенные до уровня, приемлемого для практического использования в деталях машин и элементах конструкций. Оценена конструкционная прочность поверхностно-модифицированного материала при различных видах нагружения (микротвердость, износостойкость, циклическая долговечность, коррозионная стойкость).

Формирование поверхностных слоев из сплавов с ЭПФ на деталях машин позволяют не только повысить эксплуатационные свойства изделий, но и обеспечить новый уровень функциональных. Свойства упругого восстановления и памяти формы поверхностного слоя помимо предохранительных функций, поддерживающихся на протяжении длительного срока эксплуатации, могут уменьшать вибрации, оптимизировать зазоры и компенсировать высокий уровень внешних воздействий, сопровождающих работу деталей машин. Предложен ряд новых технических решений (Пат. 2199037, 2214898, 2224048, 2249731, 2246084, 2253764, 2256108), которые могут быть успешно реализованы в машиностроительном комплексе, нефтегазовой отрасли, авиационной и космической технике. Возможно расширение номенклатуры изделий в рамках использования наноструктурных поверхностных слоев тонкостенных изделий, сформированных направленной диффузией (Пат. 2258748).

[1] Blednova Zh.M. Budrevich D.G. Chaevsky M.J. J. Phys. IV, 2003. – V. 112. - Part . 2. - P. 1151-1155.

[2] Бледнова Ж.М., Махутов Н.А., Степаненко М.А. Завод. Лаборатория // Диагностика материалов, 2006. - №5. С. 42-49.

[3] Научные основы повышения малоциклового прочностного ресурса. – Под ред. Н.А. Махутова. М.: Наука, 2006.- 622 с.

Работа выполнена по Программе РНП.2.1.2.4958 2006-2008 гг. при поддержке Министерства образования и науки РФ.

АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО НИКЕЛЯ

Л.Р.Ботвина¹, М.И.Алымов¹, Т.Б.Петерсен¹, М.Р.Тютин¹

¹ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН*
e-mail: botvina@imet.ac.ru

² *РНИЦ «Курчатовский институт»*

Для изучения влияния размера структурного элемента на кинетику процесса разрушения было проведено исследование механического поведения никеля, полученного методом спекания порошков со средним размером частиц 72 нм. Механические испытания образцов сопровождалась регистрацией сигналов акустической эмиссии и снятием поверхностных реплик на разных стадиях нагружения. Результаты исследования были сопоставлены с механизмами разрушения в никеле со средним размером зерна 50 мкм.

Оценка параметров акустической эмиссии показала, что пик активности сигналов акустической эмиссии при испытании образцов из обычного никеля появлялся на конечной стадии нагружения, т.е. при окончательном разрушении образца. При испытании наноструктурного никеля максимум сигналов был сдвинут в сторону меньших деформаций, близких к пределу текучести материала, число сигналов было почти на порядок большим по сравнению с обычным никелем, а скорость излучения акустической эмиссии резко возросла при приближении к нагрузке общей текучести.

Сравнение кумулятивных распределений числа сигналов акустической эмиссии по амплитуде обнаружило, что наноструктурный никель проявляет некоторые особенности развития процесса разрушения, свойственные хрупким материалам, и связанные с большим числом сигналов и скоростью их нарастания перед разрушением. Величина b_{AE} – параметра, характеризующая угол наклона кривых распределения, составила 1.42 для кристаллического никеля и 1.17 для наноникеля. Снижение этого параметра является еще одной особенностью, характерной для хрупкого разрушения, связанного с большим вкладом высокоамплитудных акустических событий.

Анализ полученных механических свойств показал, что наноструктурный никель обладает большей прочностью и трещиностойкостью, но меньшей пластичностью, ударной вязкостью и меньшим коэффициентом деформационного упрочнения: отношение предела прочности к пределу текучести для наноструктурного никеля составляет ~1.17, тогда как для обычного никеля – 5.

Следствием низкого коэффициента деформационного упрочнения, вероятно, является низкое сопротивление зарождению трещины, что проявлялось в зарождении многих очаговых микротрещин в процессе растяжения, которые распространялись навстречу основной макротрещине, развивающейся от вершины надреза.

Изучение структуры пластических зон привело к выводу о том, что степень поврежденности в пластической зоне образца из наноникеля значительно меньше по сравнению с кристаллическим никелем, что может быть связано с увеличением предела текучести наноструктурного никеля. Был сделан вывод о том, что для улучшения механических свойств исследуемого наноструктурного материала требуется оптимизация структуры с обеспечением её однородности.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КАРБИДА NiC_x СИНТЕЗИРОВАННОГО ИЗ НАНОРАЗМЕРНОГО ПОРОШКА НИКЕЛЯ КАПСУЛИРОВАННОГО САЖЕЙ

Б.Б.Бохонов¹, К.И.Янушкевич²

¹ *Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН РФ,
630128 Новосибирск, ул. Кутателадзе, 18
e-mail: bokhonov@solid.nsk.su*

² *Объединенный институт физики твердого тела и полупроводников НАНБ,
Беларусь, 220072 Минск, ул. П.Бровки, 17
e-mail: kazimir@ifftp.bas-net.by*

Из наноразмерных порошков системы Ni-C [1] в условиях высоких давлений и температур синтезированы кристаллиты карбида NiC_x . Установлена последовательность фазовых превращений с увеличением температуры спекания при постоянном давлении и времени синтеза. Определена кристаллическая структура промежуточных фаз композитов предшествующих образованию NiC_x . Результаты рентгенографических исследований показали, что структура синтезированных образцов NiC_x является кубической и её можно отнести к сингонии Fm3m (225). Угловые положения рефлексов (111), (200), (220), (311), (222), (400) рентгенограмм хорошо согласуются с информационной карточкой 14-0020 базы данных PCPDFWIN [2]. В отличие от сведений, приведенных авторами работы [3], где сообщается, что параметр элементарной ячейки карбида NiC имеет значение $a = 3.539\text{\AA}$, в нашем случае для NiC_x получено значение $a = 3.560\text{\AA}$. В работе [4] убедительно показано, что в карбидах переходных металлов возможно от 30 до 50% структурных вакансий в неметаллической подрешетке. Поэтому говорить о строгом упорядочении исходного состава 50%Ni-50%C, после синтеза в условиях высоких давлений и температур с последующей закалкой, не приходится. К тому же, рентгенограммы образцов NiC_x показывают на наличие небольших количеств несвязанного графита. Резкое возрастание интенсивности рефлексов (200) и (400) NiC_x при практически полном погасании рефлекса (220) и небольших значениях интенсивности отражений (111), (311) и (222) говорят о росте кристаллитов в направлении (h00). Образование кристаллитов NiC_x подтверждают результаты электронной дифракции и микроскопических исследований.

В непрерывном режиме от 77К до 800К в магнитном поле 0,86Т исследованы температурные зависимости удельной намагниченности образцов NiC_x и композитов Ni – C, полученных при различных температурах. Анализ зависимостей $\sigma = f(T)$ показал, что изменения фазового состава композитов в системе Ni - C заметным образом проявляется на величине значений температуры фазового превращения «магнитный порядок - магнитный беспорядок». Определена температура Кюри карбида NiC_x . Определен магнитный момент катионов никеля в карбиде NiC_x . При температуре жидкого азота он составил величину $\mu = 0,38\mu_B$.

- [1] B.Bokhonov, M.Korchagin // Journal of Alloys and Compounds, 2002. V. 333.-P. 308
[2] International Centre for Diffraction Data. JCPDS PCPDFWIN, 1998.- V.2.00
[3] Pugh. Lees. Bland // Nature (London), 1961.- V. 191.- P. 865
[4] А.А.Ремпель, А.И.Гусев // Физика твердого тела, 2000.- Т.42, №7.- С.1243

УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ И СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОБАЛЬТА ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ ИЗ ОКСИДОВ

О.А.Булавченко, С.В.Черепанова, С.В.Цыбуля

*Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН,
e-mail: isizy@catalysis.ru*

Одним из процессов получения искусственного жидкого топлива и ценных химических соединений на базе нефтяного сырья является синтез углеводородов из СО и Н₂, протекающий с участием катализаторов, известный как синтез Фишера-Тропша. Наиболее перспективными являются кобальтосодержащие системы, широко используемые в промышленности.[1] Данная работа посвящена изучению структуры наночастиц α- и β-кобальта, полученных путем восстановления водородом монофазного оксида кобальта Со₃О₄ и нанесенного на γ-Аl₂О₃.

Восстановление монофазного оксида кобальта Со₃О₄ происходит при температуре около 200°С до металлического кобальта с г.п.у. структурой. При этом фаза СоО рентгенографически не фиксируется. В процессе реакции на рентгенограммах не наблюдается постепенного сужения дифракционных линий металлического кобальта, а происходит только увеличение их интенсивности. Таким образом, после начала восстановления рентгенографически сразу фиксируется появление нанокристаллических металлических частиц с размерами ~300Å, и в дальнейшем наблюдается увеличение их количества. Это говорит о том, что в рамках отдельной частицы восстановление до металлического кобальта идет очень быстро.

На нанесенном оксиде кобальта происходит восстановление в две стадии: первый шаг - Со₃О₄ переходит в СоО при температуре 180°С, второй шаг – СоО восстанавливается до металлического Со (г.ц.к.) при температурах выше 220°С. Образующиеся металлические частицы имеют средним размер ОКР около 100 Å.

Частицы металлического кобальта как со структурой г.п.у., так и с г.ц.к. структурой, имеют высокую концентрацию дефектов упаковки, т.е. нарушения последовательности упаковки слоев АВАВ АВ... и АВСА ВС..., что проявляется на рентгеновских дифракционных картинах как анизотропное уширение дифракционных пиков. Рассчитаны рентгенограммы Со (г.п.у. и г.ц.к.) с различной концентрацией дефектов упаковки. Моделирование дифракционных картин для кобальта, содержащего и не содержащего дефекты упаковки, проводилось по программе, разработанной в ИК СОРАН [2].

[1] Сторч Г., Голамбик Н., Андерсон Р. Синтез углеводородов из оксида углерода и водорода.// М: Издательство, 1954, с. 516.

[2] Cherepanova S. V., Tsybulya S. V. A New Program for Full Profile Analysis of Imperfect Crystals // Abstracts of the 5th European Powder Diffraction Conference, Parma, Italy. 1997. P.60

КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК НАНОРАЗМЕРНЫХ ТОЛЩИН

А.А.Буздуган, И.С.Чулков, С.А.Гаврилов, Д.Г.Громов

Московский государственный институт электронной техники
e-mail: mega4el@mail.ru

Развитие наноэлектроники напрямую зависит от использования наноразмерных объектов. Вклад поверхностной энергии в суммарную энергию такого объекта становится значимым и вызывает изменение физических свойств материала. Поэтому изучение закономерностей изменения свойств при уменьшении размеров имеет важное значение с точки зрения получения стабильных нанообъектов, которые могут быть использованы в различного рода наноэлектронных приборах.

Влияние избытка поверхностной энергии, в частности, приводит к снижению температуры фазового перехода объекта из твердого состояния в жидкое.

В настоящей работе приводятся результаты исследований процесса плавления тонких пленок ряда материалов: меди, никеля, кремния и др.

Показано, что в большинстве случаев процесс плавления тонкой пленки на инертной поверхности сопровождается диспергированием ее на капли вне зависимости от материала.

Поскольку измерение теплового эффекта, возникающего при плавлении тонкой пленки затруднительно, для определения температуры плавления был использован косвенный метод, основанный на контроле изменения проводимости образца. При этом, процесс плавления наблюдался с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ).

В ходе исследования было выявлено, что строго определенной температуры плавления для исследуемых тонких пленок нет, а процесс плавления пленки одной и той же толщины может происходить при различных температурах, а его начало возникает через разные промежутки времени. То есть при более высоких температурах процесс плавления может начинаться через несколько минут, а при более низких – через несколько часов. Построены зависимости времени начала процесса плавления от температуры, определены энергии активации этого процесса для разных толщин пленки исследуемых материалов. Обнаружено, что для малых толщин пленки Si процесс диспергирования становится затруднительным по сравнению с тем, что наблюдается для металлов.

На основании данных о кинетике процесса плавления предложен механизм, объясняющий наблюдаемое явление.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (гранты №05-03-32744-а, №05-08-01508-а, № 06-08-00780).

**ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ КАРБИДА
ВОЛЬФРАМА, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО РАЗРЯДА В ЖИДКОСТИ**

В.С.Бураков¹, А.В.Буцень¹, Е.И.Мосунов², П.Я.Мисаков¹, А.А.Невар¹,
Н.А.Савастенко¹, Н.В.Тарасенко¹

¹ *Институт молекулярной и атомной физики НАН Беларуси*

² *Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси*

e-mail: butsen@imaph.bas-net.by

В настоящей работе выполнены исследования фазового состава порошков карбида вольфрама, синтезированных в этаноле в условиях дугового и искрового разрядов [1]. Порошки получали выпариванием коллоидных растворов при комнатной температуре. Рентгеноструктурные исследования порошков проведены на дифрактометре *D8-Advance* (по излучению *Cu-K α*).

Установлено, что в зависимости от условий разряда, изменяется процентное содержание фазовых составляющих порошков. Синтезируемые при дуговом разряде порошки содержат W_2C 6.5÷7.0, WC_{1-x} 70÷88, W 1.6÷2.0 и C 2.0÷4.0 % об., при искровом разряде содержание W_2C 5.0÷6.0, WC_{1-x} 31÷32, W 2.0÷3.0 и C 60÷61 % об.

Определено, что гексагональная решетка W_2C , синтезированного в дуговом режиме, имеет параметры ячейки $a = 5.1475$ и $c = 4.7364$ Å ($a = 5.15309$ и $c = 4.7105$ Å при синтезе в искровом режиме) и в зависимости от режима синтеза объем элементарной ячейки изменяется от 108.688 до 109.159 Å³ (для искрового режима от 108.080 до 108.320 Å³). Гранецентрированная кубическая решетка WC_{1-x} , синтезированного в дуговом режиме, имеет параметр ячейки $a = 4.2426$ Å ($a = 4.2367$ Å для искрового режима) и изменяет свой объем от 76.21 до 76.367 Å³ (от 76.050 до 76.064 Å³ для искрового режима).

Повышенный объем элементарной ячейки карбидов вольфрама W_2C и WC_{1-x} , синтезируемых в дуговом разряде, связан с наличием больших остаточных микронапряжений в объеме отдельных кристаллитов, что является результатом влияния высоких температур при формировании частиц в разряде и их резком охлаждении в этаноле.

Размеры кристаллитов структурных компонент порошков составляют для дугового режима синтеза 5.0÷18.0 (W_2C), 31÷44 (WC_{1-x}), 7÷45 (W), 5÷30 (C) нм, а для искрового режима синтеза 7.0÷9.0 (W_2C), 7÷13 (WC_{1-x}), 14÷17 (W), 33÷43 (C) нм. Электронно-микроскопические исследования подтвердили наноразмерный уровень частиц порошков [1].

Анализ синтезированных карбидов вольфрама W_2C , WC_{1-x} в рамках диаграммы состояния C-W позволяет заключить, что соединение W_2C (β'' фаза) образуется при охлаждении из высокотемпературной (β') или (β) фазы. Высокотемпературное соединение WC_{1-x} (γ фаза) образуется при температуре не ниже 2535 °С и при ограниченной концентрации углерода в интервале 36÷40 % ат. [2]. Отсутствие в порошках δ -фазы карбида вольфрама (WC) связано с недостаточной концентрацией углерода в зоне химического взаимодействия.

[1] В.С. Бураков, Н.А. Савастенко, П.Я. Мисаков, Н.В. Тарасенко // Докл. НАН Беларуси, 2005.- Т. 69.- С. 46-49.

[2] Н.П. Лякишев Диаграммы состояния двойных металлических систем, М, Машиностроение, 1999, с. 778.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ЦИНКА ПРИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ РАЗРЯДАХ В ВОДЕ

В.С.Бураков, П.Я.Мисаков, М.И.Неделько, Н.В.Тарасенко, В.А.Розанцев

*Институт молекулярной и атомной физики НАН Беларуси,
e-mail: tarasenk@imaph.bas-net.by*

Методы химического синтеза, молекулярной эпитаксии, осаждения из газовой фазы при термическом, лазерном или магнетронном распылении, являются наиболее распространенными для получения наноразмерных структур оксида цинка [1]. В настоящей работе предложен новый метод, основанный на формировании мелкодисперсных частиц посредством распыления материала электродов при электрических разрядах в жидкости. Для получения частиц ZnO нанометрических размеров использован высоковольтный электрический разряд в дистиллированной воде между электродами из химически чистого цинка. Источник питания обеспечивал необходимое для поддержания разряда выходное напряжение (до 15 кВ) при частоте следования импульсов от 100 до 300 Гц. Напряжение и токовые характеристики разряда можно было контролировать с помощью осциллографа.

Исследованы различные режимы разряда, установлено влияние химического состава и физического состояния жидкости на параметры синтезируемых частиц. Исследования показали, что на вольт-амперную характеристику электрического разряда в воде, кроме межэлектродного расстояния, оказывает влияние ряд факторов, таких, например, как температура жидкости и плотность частиц распыленного материала. По мере наработки частиц менялась прозрачность раствора и нагрузочные характеристики плазмы.

Порошки ZnO получены путем выпаривания коллоидных растворов в электрической печи. Исследование полученных материалов выполнено методами электронной микроскопии, рентгеноструктурного и люминесцентного анализов. Как показали результаты анализа порошков, содержание поликристаллического ZnO зависит от условий его получения, в частности, при разряде в воде, насыщенной кислородом, содержание ZnO увеличивается примерно до 80%. Оставшуюся часть составляют частицы не прореагировавшего металлического цинка. При этом средний размер кристаллита оксида составляет около 20 нм, а металлического цинка – 500 нм. Со временем при контакте коллоидных растворов, содержащих металлический цинк и его оксид, с окружающей атмосферой процесс окисления продолжается. Это заметно по изменению цветовых характеристик раствора, а также следует из результатов рентгеноструктурного анализа.

На основании результатов проведенных исследований найдены оптимальные условия для синтеза наноразмерных порошков с практически стопроцентным содержанием оксида цинка. Показана возможность сепарации частиц по размерам посредством отстаивания коллоидных растворов. Исследована также морфология, фазовый состав и люминесцентные свойства пленок ZnO, осажденных из коллоидного раствора на поверхность монокристаллического кремния.

[1] Zhong Lin Wang Nanostructures of zinc oxide. // Materials Today.- June 2004.- P. 26-40.

ВОЗДЕЙСТВИЕ РАЗЛИЧНЫХ ГАЗОВ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ
ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Т.И.Буряков^{1,3}, А.И.Романенко^{1,3}, О.Б.Аникеева^{1,3}, В.Л.Кузнецов^{2,3}, А.Н.Усольцева^{2,3},
Е.Н.Ткачев^{1,3}

¹ИНХ СО РАН, просп. Акад. Лаврентьева, 3, Новосибирск, 630090

²ИК СО РАН, просп. Акад. Лаврентьева, 5, Новосибирск, 630090

³НГУ, ул. Пирогова 2, Новосибирск 630090

e-mail: factorial@ngs.ru

В связи с большой величиной отношения поверхности к объему в наноматериалах, любое влияние окружающей среды на поверхность приводит к заметному изменению их свойств. Изучение влияния различных газовых сред на свойства данных структур, таким образом, является актуальной задачей. В данной работе исследовались зависимости электросопротивления от температуры $\rho(T)$ в интервале температур 4.2–300 К многослойных углеродных каталитических нанотрубок в различных газовых средах: гелий и смесях гелия с кислородом, метаном, воздухом и водородом.

Многослойные углеродные нанотрубки исследуемые в данной работе были синтезированы методом термохимического разложения углеродосодержащих соединений на поверхности металлического катализатора (CVD-метод). Отличительной особенностью данного синтеза являлось наличие в газовой среде, окружающей образец, окислительного газа CO_2 , который ингибирует образование аморфной фазы углерода в процессе синтеза. Согласно данным, полученным в электронный микроскоп, исследуемые нанотрубки содержат менее 5 wt% примеси аморфной фазы углерода. После синтеза производилась очистка от катализатора, что приводило к открытию концов трубок. Измерения сопротивления проводились по четырехконтактной схеме в интервале температур 4.2–300 К.

В процессе охлаждения при температурах от 200 К до температур кипения газов наблюдалось падение проводимости, которое связано с адсорбцией газа на поверхность нанотрубок. Так как, донорное влияние адсорбированных газов (азот, метан, водород) приводит к уменьшению концентрации дырочных носителей тока, что в свою очередь уменьшает электропроводность. Кислород, адсорбируясь на дефектах, модифицирует их, что также приводит к уменьшению дырочных носителей в нанотрубках. В процессе нагрева при температурах плавления газов обнаружена аномалия падения проводимости, которая, по-видимому, связана с уменьшением количества путей протекания тока в образце из-за расклинивающего напряжения сконденсированного в процессе охлаждения газа.

Работа выполнена при поддержке гранта Минобразования и науки РНП.2.1.1.1604.

СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

С.П.Буякова, С.Н.Кульков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН г. Томск
e-mail: Sbuyakova@ispms.tsc.ru

Известно, что нанокристаллические порошки склонны к агломерированию, что препятствует получению материалов с гомогенной структурой, а уменьшить их неоднородность можно посредством предварительной механической обработки.

В работе изучено влияние механической обработки в барабанной мельнице на структуру и свойства нанокристаллического порошка на основе диоксида циркония ZrO_2 , содержащего 7.6 мольн.% MgO . Средний размер кристаллитов около 25 нм, а размер конгломератов - 0.75 мкм. Скорость вращения барабана составляла 200 об/мин, что обеспечивало ударно-сдвиговой режим воздействия мелющих тел на порошок.

Обнаружено, что существует критическое состояние, с достижением которого происходит ее разделение на две самостоятельные подсистемы, принципиально отличающиеся по размерам. При этом на начальной стадии обработки наблюдается рост среднего размера частиц порошка, обусловленное увеличением количества и размеров агрегатов, но сохраняются структурные элементы, наблюдаемые в исходном порошке. Интенсивное накопление микроповреждений структурными элементами порошка, реализующееся на этой стадии, с увеличением продолжительности механического воздействия приводит к его деструктуризации, позволившее уменьшить средний размер частиц более чем в шесть раз относительно среднего размера частиц в исходном порошке.

Показано, что с увеличением продолжительности мехобработки на рентгеновских дифрактограммах прослеживается увеличение интенсивности фона на малоугловых линиях рентгенограмм и увеличение интенсивности рефлексов моноклинной фазы диоксида циркония. Основным фактором, приводящим к увеличению интенсивности фона на малых углах дифракции, является присутствие в структуре материала областей с высокой дефектностью (рентгеноаморфные структуры), которые формируются при измельчении порошка.

Рост микроискажений решетки с увеличением продолжительности обработки обусловлен микронапряжениями в кристаллитах, инициируемыми механическим воздействием.

ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕГО ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ МОНООКСИДА ТИТАНА

А.А.Валеева, Д.А.Давыдов, А.И.Горохов, А.А.Ремпель

ИХТТ УрО РАН, ул. Первомайская, 91, ГСП-145, Екатеринбург, 620041
e-mail: valeeva@ihim.uran.ru

Пластическая деформация методом сдвига под давлением позволяет получить объемные нанокристаллические материалы без пор и микротрещин [1]. В данной работе метод деформации под давлением был применен для получения нанокристаллического монооксида титана. Получение плотных образцов оксидов переходных металлов позволит в будущем расширить применение оксидов в материалах функционального назначения.

Поликристаллические образцы сверхстехиометрического монооксида титана TiO_y , где $y > 1$ были подвергнуты интенсивной деформации методом сдвига под давлением в лаборатории физики высоких давлений ИФМ УрО РАН. Сканирующая электронная микроскопия образцов высокого разрешения была выполнена в Бельгийском Атомном Исследовательском Центре. Оптическая микроскопия и рентгеноструктурный анализ образцов были выполнены в Штутгартском Университете и Институте химии твердого тела УрО РАН.

Рентгеноструктурный анализ показал, что образцы, подвергнутые деформации методом сдвига под давлением 8 ГПа при различных степенях деформации, содержат единственную фазу со структурой $B1$ и являются гомогенными. На всех рентгеновских спектрах деформированных образцов наблюдается значительное уширение отражений. С помощью полнопрофильного рентгеноструктурного анализа обнаружено, что проведенная интенсивная деформация сверхстехиометрических монооксидов титана TiO_y ведет к уменьшению размера зерен до нескольких десятков нанометров, к значительному увеличению микродеформаций до величин больше одного процента и к увеличению периода решетки на величины около одного пикометра.

Методом оптической микроскопии показано, что макроскопические участки (размером до 100 мкм) монооксидной фольги, полученной кручением, не содержат пор и трещин. Электронной микроскопией с разрешением до 10 нм, подтверждено, что размеры зерен находятся в пределах нескольких десятков нанометров. Показано, что на поверхности и краях фольги, а также на изломах монооксидной фольги наблюдается агломерирование наночастиц.

Кроме того, сканирующая электронная микроскопия обнаружила слоистую микроструктуру фольги. Слоистая структура перпендикулярная оси кручения образцов, связана с высокоэнергетическим проскальзыванием нанозерен монооксида. Проскальзывание зерен имеет существенное значение для сверхпластичных свойств оксидной нанокерамики при высоких температурах.

Установлено, что причинами увеличения периода решетки при деформации могут служить два механизма: захлапывание вакансий в подрешетках титана и кислорода и частичное восстановление монооксида титана.

Работа поддержана проектом РФФИ № 07-03-00040.

[1] Тупица Д.И., Пилюгин В.П., Кузнецов Р.И., Талуц Г.Г., Теплов В.А. // ФММ, 1986.- Т. 61, № 2.- С. 325-330.

**МОЛЕКУЛЯРНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ
НАНОСЛОЁВ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПУТЁМ ИМПЛАНТАЦИИ
ЦИРКОНИЯ ХИМИЧЕСКИМ ОСАЖДЕНИЕМ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ**

В.А.Варюхин¹, С.Л.Врочинский², А.И.Герасимчук², Е.А.Мазуренко²,
А.М.Медведев², А.Г.Моляра³

¹ ООО «Флок Карбон», Нижний Новгород, Россия

² Институт общей и неорганической химии им. В.И.Вернадского НАН Украины

³ Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины

e-mail: carbon@ichem.unn.runnet.ru

Добавки циркония к стали значительно повышают её твердость и прочность, улучшает обрабатываемость, прокаливаемость, свариваемость, делают структуру металла мелкозернистой и улучшают многие ее свойства. При введении циркония в конструкционную сталь заметно возрастает ее окалиностойкость: Потери в весе сталей марок 40-45, в которой содержится 0,16-0,37% циркония, после трехчасовой выдержки при 820°C примерно в 6-7 раз меньше, чем той же стали, но не легированной цирконием. Следует ожидать, что поверхностное легирование цирконием железоуглеродистых сталей может повысить их эксплуатационные характеристики. Имеющиеся методы поверхностной обработки стали цирконием основываются на использовании концентрированных потоков энергии, например, с применением плазменных ускорителей. Применение такого специфического оборудования затрудняет широкое использование поверхностного легирования цирконием в промышленных масштабах.

Координационные соединения циркония могут существовать в газовой фазе при сравнительно низких температурах, что открывает новые возможности легирования стальных изделий цирконием используя химическое осаждение из газовой фазы (CVD). В таблице приведены температуры начала сублимации и разложения некоторых β-дикетонатов циркония:

комплекс	Tсублимации (оС)	Tразложения (оС)
Zr(AA) ₄	190	280
Zr(TFA) ₄	130	180
Zr(GFG) ₄	95	300

AA – пентандион-2,4

TFA – 1,1,1 трифтор- пентандион- 2,4

GFG – 1,1,1, 2,2, 3,3 гептафтор-4,6- гептандион

Как видно, температурные режимы CVD процессов для указанных комплексных соединений циркония значительно ниже температурных режимов мартенситных превращений и формирования окалины. Это позволяет организовывать процесс формирования легированных цирконием нанослоев на финишных этапах доводки изделий, не получая никаких нежелательных образований типа окалины на поверхности изделий. При этом обеспечивается низкая энергоемкость процессов и не требуется дополнительное оборудование.

НАНОРАЗМЕРНЫЕ ОКСИДЫ СИСТЕМЫ $V_2O_5-V_2O_4$

В.Л.Волков¹, Г.С.Захарова¹, Е.Г.Волкова²

¹Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург

²Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

e-mail: volkov@ihim.uran.ru

Большое количество работ выполнено по синтезу нанотрубуленов оксидов ванадия с использованием аминов в качестве темплатов. Состав этих веществ представлен общей формулой $VO_x(C_nH_{2n+4}N)_y$, где $2.30 \leq x \leq 2.47$ и $0.25 \leq y \leq 0.30$. Однако вследствие большого содержания аминов материаловедческая значимость таких наноструктур ограничена. Поэтому нами начаты исследования по получению наноразмерных оксидов d-элементов без органической компоненты. Образование полимерных цепочек при конденсации V-O агрегатов и возможное закручивание их в цилиндр по винтовой линии с формированием трубчатых структур легли в основу разрабатываемого метода синтеза наноматериалов. При определенных условиях поликонденсации можно достичь перехода оловых производных (M-OH-M группы) в оксоловые (M-O-M группы) и получить свободные оксиды.

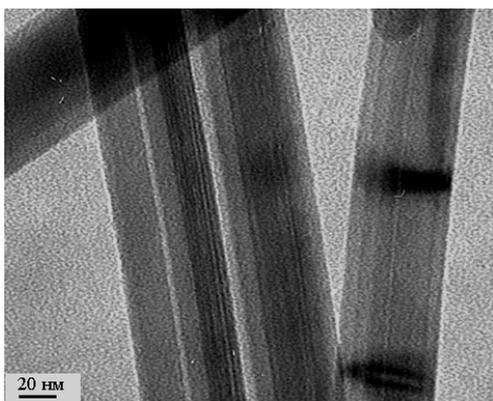


Рис.1. Нанотрубки $V_3O_7 \cdot nH_2O$.



Рис.2. Нанотрубки $VO_2(B)$.

В результате проведения процесса в гидротермальных условиях получены наноразмерные структуры оксидов $V_3O_7 \cdot nH_2O$ орторомбической сингонии с параметрами $a = 9.26 \text{ \AA}$, $b = 16.91 \text{ \AA}$, $c = 3.60 \text{ \AA}$ (рис.1), $V_6O_{13} \cdot nH_2O$ и $VO_2(B)$ моноклинной сингонии (рис.2). Электропроводность спрессованных порошков наноструктур имеет полупроводниковый характер. Для диоксида ванадия и $V_6O_{13} \cdot nH_2O$ наблюдается положительное отклонение стехиометрии по кислороду. Последний возможно хемосорбирован на поверхности наноматериалов и выделяется при нагревании образцов в вакууме. Такое объяснение коррелирует с исследованиями электропроводности оксидов. В случае $V_3O_7 \cdot nH_2O$ воспроизводимые зависимости $\lg \sigma$ от $1/T$ наблюдаются при первичном нагреве и охлаждении с небольшим гистерезисом. Аналогичные результаты получены для $V_6O_{13} \cdot nH_2O$ и $VO_2(B)$ только при вторичном нагреве и охлаждении образцов.

Проект РФФИ 07-03-00032.

РАЗУПОРЯДОЧЕНИЕ В АТОМНОЙ СТРУКТУРЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СУЛЬФИДА КАДМИЯ CdS

А.С.Ворох, Н.С.Кожевникова, А.А.Ремпель

ИХТТ УрО РАН, ул. Первомайская, 91, ГСП-145, Екатеринбург, 620041
e-mail: rempel@ihim.uran.ru

Для успешного применения нанокристаллического полупроводникового сульфида кадмия в качестве материала для новых оптоэлектронных устройств необходимо точно знать атомную структуру CdS в наносостоянии. Рентгеноструктурный анализ наноструктурированного сульфида кадмия [1] свидетельствует о том, что структура CdS не является однофазной, а может быть комбинацией двух фаз, которые совпадают с известными кристаллическими модификациями CdS – вюрцита *B4* (две ГПУ-подрешетки) и сфалерита *B3* (две ГЦК-подрешетки). Обе эти кристаллические структуры различаются только характером чередования плоскостей упаковки, ближний порядок и тетраэдрическое окружение атомов сохраняется.

Поскольку образование наночастиц, как правило, происходит в условиях, далеких от равновесных, то в наночастицах может наблюдаться нарушение периодичности в чередовании плоскостей упаковки и произойти практически полное разупорядочение известных кристаллических структур.

В данной работе рассматривалась такая разупорядоченная модель структуры CdS. На основе этой модели было установлено, что решетка неупорядоченной плотноупакованной структуры может иметь гексагональную симметрию и описываться пространственной группой *P6/mmm*. Степень заполнения однократных позиций атомов кадмия с координатами (000) и атомов серы с координатами $(00\frac{1}{\sqrt{24}})$ тогда составляет 1/3. Из экспериментального рентгено-дифракционного спектра, полученного в данной работе, определены параметры возможной элементарной ячейки $a = 0.236$ нм и $c = 0.334$ нм. Определенные параметры элементарной ячейки свидетельствуют о том, что расстояние между атомами в наночастицах может быть меньше, чем в крупном кристалле CdS.

Разработанный на основе уравнения Дебая метод расчета рентгеновских спектров [2] позволил также оценить структуру и характерные размеры наночастиц CdS, полученных в данной работе методом химического осаждения в водных растворах. Расчет спектров проводился для «идеального порошка» модельных частиц CdS со всеми возможными вариантами упаковки плоскостей. Результат расчета согласуется с экспериментальными данными и подтверждает выводы, полученные в рамках кристаллографического подхода. Кроме того, определено аспектное отношение размеров наночастицы – отношение горизонтального размера к вертикальному, которое для частиц порошков и доменов пленок CdS варьируется от 1 до 3. Наночастицы CdS состоят из приблизительно 3 тысяч атомов каждая. Размер модельных частиц, как и размер областей когерентного рассеяния, полученных из анализа экспериментальных спектров, составляет около 5 нм.

Работа поддержана Грантом Президента России МК-6939.2006.3 и Отделением химии и наук о материалах РАН № 4-2Р.

[1] Rempel A.A., Kozhevnikova N.S., Van den Berghe S., Van Renterghem W., Leenaers A. // *J.G. Physica Status Solidi (b)*, 2005.- V.242, No 7.- P.R61-R63.

[2] Ворох А.С., Ремпель А.А. // *ФТТ*, 2007.- Т.49, Вып.1. - С.143-148.

МЕТАЛЛПОЛИМЕРНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ

И.А.Ворсина, Т.Ф.Григорьева, А.П.Барина, Н.З.Ляхов

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск

Металлполимерные композиты находят самое широкое применение в разнообразных областях химии, физики, биологии, в технике и медицине. Лекарственные препараты, содержащие ионы серебра, имеют высокие антибактериальные, вирулицидные и репаративные свойства. В отличие от большинства антибиотиков, они не токсичны, не имеют аллергических реакций. Бактерицидными свойствами обладают также лекарственные формы, содержащие ионы меди.

Известна высокая эффективность коллоидно-металлических катализаторов в многоэлектронных процессах.

В металлполимерных композитах полимер (полимерная матрица) выступает в роли стабилизатора химически активных (кластерных, наноразмерных, коллоидных) частиц металла, препятствуя их агрегации.

Известно, что процесс формирования металлполимерных композитов сопровождается взаимодействием полимера с металлом, которое может осуществляться либо физической адсорбцией, либо путем образования химических связей с функциональными группами полимера.

Нами получены и исследованы композиты цинка с синтетическими полимерами различной природы: поли-N-винилпирролидон (ПВП), поливиниловый спирт (ПВС), полиэтиленоксид (ПЭО), а также поликарбонат (ПК), полиэтилентерефталат (ПЭТФ), поливинилбутираль (Бутвар). Установлено, что полимеры (ПВП, ПВС, ПК, ПЭТФ и Бутвар) в процессе мехактивации с помощью карбонильных или С-О- групп образуют координационные связи с цинком.

Работа выполняется в рамках интеграционной программы Президиума РАН 8.15 «Разработка методов получения химических веществ и создание новых материалов» и интеграционного проекта Сибирского отделения РАН № 98 «Механокompозиты – прекурсоры для создания материалов с новыми свойствами».

ОБРАЗОВАНИЕ НАНО- И МИКРО-ПОРОШКОВ ДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ИМПУЛЬСОВ НА ПРОВОДЯЩЕЙ ЗАГРУЗКИ В ВОДНЫХ РАСТВОРАХ

А.И.Галанов, Н.Б.Даниленко, Н.А.Яворовский, Г.Г.Савельев,
Я.И.Корнев, П.В.Балухтин

*Томский политехнический университет, г. Томск
ФГНУ «НИИ Высоких напряжений», г.Томск
e-mail: and-galanov@yandex.ru*

Установлено, что при действии низковольтных (100...1000 В) импульсов ($\tau = 15$ мкс) на слой проводящих частиц, в качестве которых использованы металлические стружки (далее – загрузки; размеры $\sim 2 \times 5 \times 15$ мм), в водных растворах возникают искровые микроразряды между частицами загрузки во всём её объёме. Показано, что основное действие искровых разрядов приходится на электроды, которые в результате плавления и дробления микроучастков на их поверхности подвергаются эрозии. Особенностью такой электроэрозии (ЭЭ) является образование наночастиц, хотя размер искры составляет десятки микрон. Экспериментально показано, что число искр значительно больше числа импульсов. При увеличении энергии импульсов число искр сначала возрастает, при почти постоянной их средней энергии, затем число искр стабилизируется, а энергия каждой искры растёт.

Проведено исследование химического и фазового состава, а также дисперсности (электронномикроскопическое и методом БЭТ) получаемых в результате электроэрозии Ti, Fe и Al порошков. Показано, что металлическая фаза для этих металлов может составлять, даже при работе на воздухе, 95, 85 и 50 %. Остальная масса порошков после сушки при комнатной температуре содержит, в основном, фазы Ti₂O, TiO, FeO, FeOOH, Fe(OH)₃, Al(OH)₃-байерит.

Образующиеся порошки, в зависимости от условий, состоят из частиц нескольких типов и размеров: шарообразные частицы неправильных форм и тонкие волокнистые и пластинчатые структуры с размерами от нескольких микрон до нескольких нанометров. В работе обсуждаются возможные механизмы образования частиц различных форм и размеров в ИЭР.

Экспериментально изучены некоторые химические процессы, происходящие при действии ИЭР на Al, Fe и смешанные загрузки.

Показано, что возможно эффективное использование ИЭР на Fe-загрузках для очистки воды от неорганических примесей (AsO₄³⁻, CrO₄²⁻, SiO₄²⁻, Ni²⁺). При этом для разных примесей наблюдаются различные типы реакций (адсорбция, окислительно-восстановительные, гидролиз, соосаждение), однако энергетические выходы очистки близки и составляют около 0,1...1 моль/кВт-ч.

Показано, что при действии ИЭР на однофазные и смешанные загрузки происходит закономерное изменение pH воды и разбавленных растворов, которое можно использовать для регулирования pH очищаемой воды, степени и скорости очистки.

ИЭР на смешанных загрузках можно также использовать для синтеза комбинированных оксидов, гидроксидов и металлоксидных смесей.

СПЕКАНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ МЕДИ

А.И.Галанов¹, Г.Г.Савельев¹, Т.А.Юрмазова¹, М.И.Лернер², Н.В.Сваровская²,
Л.Каледин³, Ф.Теппер³

¹Томский политехнический университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения ТНЦ СО РАН, Томск

³Компания «Аргонаид», США

e-mail: and-galanov@yandex.ru

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния поверхностных соединений на процесс спекания электровзрывных наноразмерных порошков меди.

Для исследования были использованы порошки, полученные методом электрического взрыва в атмосфере аргона или азота. Характеристики порошков изучены методами просвечивающей электронной микроскопии. Процесс спекания наноразмерных порошков меди был изучен методами дилатометрии, дифференциального термического анализа (ДТА) и измерением электропроводности в токе аргона при линейном нагреве образцов со скоростью 6 - 20 К/мин. Изучена кинетика газовыделения с поверхности образцов. Спеченные при различных температурах образцы изучены методом сканирующей микроскопии.

По данным дилатометрических измерений процесс спекания может быть разделен на три стадии. Первая стадия (400 – 590 К) характеризуется низкой степенью усадки. По данным сканирующей электронной микроскопии в этом температурном интервале не происходит каких либо внешних изменений – частицы порошка сохраняют свою форму.

На второй стадии (590 - 870 К) происходит наиболее значительное изменение: уменьшение объема, образование прочной пенообразной структуры при одновременном выделении газа в три частично налагающиеся стадии. Это свидетельствует о разложении нескольких поверхностных соединений (оксидно-гидроксидных пленок) с энергиями активации 252 – 357 кДж/моль. По данным ДТА имеется небольшой размытый экзотермический эффект, связанный с протеканием противоположных по знаку тепловых процессов. Процесс неизотермического спекания в интервале 590 - 870 К удовлетворительно описывается уравнением:

$$\frac{dy}{dT} = A \exp\left[-\frac{T_{\text{пл}} - T_{\text{доб}}}{T}\right] K_0 \exp\left[-\frac{E_{a,2}}{RT}\right] = B' \exp\left[-\frac{RT_{\text{пл}} - RT_{\text{доб}} + E_{a,2}}{RT}\right]$$

где $E_{a,2}$ – энергия активации поверхностной химической реакции, $T_{\text{пл}}$, $T_{\text{доб}}$ – температура плавления наноразмерного металла и понижение температуры плавления.

Третья стадия спекания (выше 890 К) характеризуется небольшим изменением пористости с повышением температуры. На этой стадии спекание происходит за счёт зернограничной диффузии с энергией активации 25 кДж/моль.

ВЛИЯНИЕ БРОМИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ ДВУСТЕННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБ

П.Н.Гевко, Л.Г.Булужева, А.В.Окотруб, И.В.Юшина

Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН
e-mail: paul@che.nsk.su

Двустенные углеродные нанотрубы (ДСУНТ) являются промежуточными структурами между одностенными и многостенными углеродными нанотрубами. Предполагается, что по сравнению с одностенными нанотрубами они термически и химически более стабильны, а также обладают большей механической прочностью [1]. Для синтеза двустенных углеродных нанотруб используются два основных способа: химическое осаждение из газовой фазы (метод CVD) [2] или конверсия «пиподов» при температурах $\sim 1000^\circ\text{C}$ [3]. В настоящее время активно исследуется химическая активность ДСУНТ по отношению к различным химическим агентам. Соединения ДСУНТ могут расширить область применения нанотруб. Наиболее активны углеродные нанотрубы в реакциях с галогенами. В работе [4] исследовались Вг-допированные ДСУНТ, полученные конверсией «пиподов». Показано, что перенос заряда также осуществляется между допантом и внешними оболочками ДСУНТ.

В представленной работе исследовалось взаимодействие с бромом двухстенных углеродных нанотруб, полученных химическим осаждением из газовой фазы. Структура исходных и бромированных образцов исследовалась с помощью просвечивающей электронной микроскопии (прибор JEM-2010), спектроскопии комбинационного рассеяния света (спектрометре “TriVista 777” с тройным монохроматором) и оптической спектроскопии поглощения (спектрофотометр Shimadzu UV 3101 PC). Рентгенофотоэлектронные спектры были измерены на Российско-Германском канале Берлинского центра синхротронного излучения (BESSY II) с энергией фотонов 330 эВ. Анализ спектров комбинационного рассеяния света показал, что в исходном образце содержатся DWNT, образованные следующими парами труб: (5,5)@(10,9), (6,5)@(16,4) и (10,2)@(19,1). Меньшее значение отношения интенсивностей G- и D-мод в спектре комбинационного рассеяния света бромированного образца указывает на возникновение структурных искажений внешних оболочек нанотруб вследствие присоединения брома, что косвенно подтверждает бромирование преимущественно внешних оболочек ДСУНТ. Модификация ДСУНТ бромом приводит к лучшему разрешению особенностей оптического спектра поглощения. Рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия указывает на ковалентное присоединение брома к нанотрубе.

- [1] Saito R., M.R., Kimura T., Dresselhaus G., Dresselhaus, M.S. // Chemical Physics Letters, 2001.- V. 348(3-4).- P. 187-193.
- [2] Flahaut E., B.R., Peigney A., Laurent C. // Chem. Commun., 2003.- P. 1442-1443.
- [3] Bando S., H.T., Yumura T., Hirahara K., Shinohara H., Iijima S.// Chemical Physics Letters, 2004.- V. 384.- P.- 320-325.
- [4] Chen G., B.S., Margine E. R., Nisoli C., Kolmogorov A. N., Crespi V., Gupta R., Sumanasekera G.U., Iijima S., Eklund P.C. // Physical Review Letters, 2003.- V. 90(25).- P. 257403.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ ДЛЯ ПЕРОВСКИТОВ СОСТАВА $\text{La}_{0.2}\text{Ca}_{0.8}\text{MnO}_{3-\delta}$

Е.Ю.Герасимов^{1,2}, В.И.Зайковский¹, С.В.Цыбуля^{1,2}, Л.А.Исупова¹

¹*Институт катализа им. Г.К.Борескова СО РАН, г.Новосибирск*

²*Новосибирский государственный университет*

Твердые растворы $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_{3-\delta}$ представляют интерес в качестве катализаторов высокотемпературных процессов. С увеличением содержания двухвалентного катиона возрастает подвижность кислорода и увеличивается число анионных вакансий, что положительно влияет на каталитическую активность образцов, но снижает их термическую стабильность. Нестабильность структуры перовскита при больших содержаниях кальция может приводить в определенных условиях к формированию наногетерогенных состояний вследствие частичного расслоения твердых растворов или локального упорядочения вакансий. Работа посвящена изучению формирования наноструктурированных состояний в перовскитах состава $\text{La}_{0.2}\text{Ca}_{0.8}\text{MnO}_{3-\delta}$ в зависимости от способа получения и последующей термообработки.

Синтез образцов был проведен 1) из исходных оксидов керамическим методом при температуре 1100°C в течение 40 часов с многократным перетираем; 2) путем растворения в воде соответствующих солей нитратов в необходимом соотношении с последующим выпариванием и прокаливанием продукта при 900°C в течение 4 часов. Образцы были охарактеризованы методами рентгенографии и электронной микроскопии.

“Керамический” образец представлял собой микрогетерогенный продукт, в котором в объеме каждой отдельно взятой частицы (микронных размеров) можно было выделить участки, существенно различающиеся по химическому составу (соотношению катионов). Прокаливание образца на воздухе и в вакууме вплоть до температуры 1200°C не привело к образованию гомогенного твердого раствора, хотя после прокаливании в вакууме по данным HRTEM наблюдалось локальное упорядочение анионных вакансий.

Образец, полученный вторым способом, оказался рентгенографически однофазным (перовскит ромбической модификации с параметром псевдокубической ячейки 3.778 Å) и однородным по данным HRTEM и микроанализа (EDAX). Частицы имеют размеры от долей микрон до нескольких микрон и преимущественно состоят из разориентированных кристаллических блоков с размерами 100-200 нм в диаметре.

Далее образец был исследован методом *in situ* в высокотемпературной рентгеновской камере НТК-16 на воздухе и в вакууме. По результатам экспериментов на воздухе, при нагревании образца до 1100°C и дальнейшем его охлаждении до комнатной температуры, структура образца не претерпевала значительных изменений.

Результаты рентгенографического и электронно-микроскопического анализа образца, прокаленного в вакууме, напротив, свидетельствуют о формировании гетерогенной структуры. Зафиксировано появление нанокристаллических частиц (~10 нм) фазы Mn_3O_4 , когерентно связанных со структурой перовскита, что свидетельствует о частичном распаде твердого раствора. В перовскитной фазе наблюдается сверхструктура с удвоенным периодом перовскитной ячейки. На HRTEM изображении образца наблюдаются нарушения структурного упорядочения плоскостей (001).

Таким образом, можно говорить, что в результате частичного распада твердого раствора, вызванного нагревом и восстановлением образца в вакууме, сформировались два типа нанокристаллических состояний перовскита и оксида марганца. В результате возникла частично упорядоченная микроструктура с когерентно связанными частицами двух фаз. Появление сверхструктуры в перовскитной фазе, очевидно, обусловлено перераспределением (упорядочением) кислородных вакансий.

ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

С.Л.Гирсова, Н.М.Русин, Т.М.Полетика

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,
e-mail: poletm@ispms.ru*

Важнейшим требованием к циркониевым сплавам, используемым для изготовления конструкционных деталей активной зоны ядерных реакторов является обеспечение высокой технологичности, необходимой для изготовления ответственных изделий. Одним из способов повышения технологической пластичности циркониевых сплавов может быть формирование в процессе обработки давлением мелкокристаллического состояния материала, обеспечивающего его сверхпластические свойства в широком температурном интервале, в том числе и при умеренной температуре. Для реализации такого структурного состояния циркониевых сплавов необходима разработка технологического режима изготовления изделий, позволяющего оптимально использовать высокую способность материала к пластическому формоизменению.

В настоящей работе с целью отработки режима деформирования исследовали влияние всестороннейковки с переменной осей осадки, позволяющей подвергать материал значительным суммарным деформациям на характер пластического течения и формирование микроструктуры сплава Zr-1%Nb, используемого для изготовления твэльных оболочек. Всесторонняяковка выполнялась со ступенчатым понижением температуры прессования (500, 400, 300 и 200°C). Суммарная деформация при каждой температуре составляла 1.1.

Представлены результаты исследований микроструктуры, механических характеристик и закономерностей локализации пластической деформации полученного материала. Деформационное поведение изучали в процессе одноосного растяжения плоских образцов при одновременной регистрации эволюции поля деформаций спекл-интерферометрическим методом.

Установлено, что процесс пластического течения исследуемых сплавов развивается неоднородно, как в пространстве, так и во времени. Деформационное поведение характеризуется неустойчивостью, обусловленной процессами макролокализации пластического течения.

Электронномикроскопическое исследование позволило установить, что в процессе обработки путем всестороннейковки и последующей прокатки в материале формируется неоднородное по объему структурное состояние, имеющее бимодальный характер распределения субзерен по размерам. Это области с фрагментированной и субмикрокристаллической структурой с размером структурных составляющих в пределах 10-200 нм, а также области, имеющие сложную структуру, для которых характерен вихреобразный узор, образующийся в процессе разрушения фрагментированной структуры. Наблюдаемая картина свидетельствует о структурной неустойчивости материала при выбранном режиме деформирования.

Обсуждаются механизмы пластической деформации и фрагментации, обеспечивающие формирование в ГПУ циркониевых сплавах субмикрокристаллического структурного состояния, а также пути выбора оптимального режима интенсивной деформационной обработки для его получения.

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ПОГЛОЩЕНИЯ ВОДЫ В СИСТЕМЕ «ХЛОРИД КАЛЬЦИЯ, ДИСПЕРГИРОВАННЫЙ В НАНОПОРАХ»

И.С.Глазнев, Ю.И.Аристов

Институт катализа СО РАН

e-mail: glaznev@catalysis.ru

Термодинамические свойства массивных и дисперсных неорганических солей могут существенно отличаться. Это открывает пути для создания новых материалов, обладающих уникальными свойствами. Так, новое семейство сорбентов воды (Селективные Сорбенты Воды, ССВ) получено путем помещения гигроскопичной соли в различные пористые матрицы. В данной работе исследована кинетике поглощения воды двумя композитами типа ССВ - «CaCl₂ в силикагеле КСК» и «CaCl₂ в оксиде алюминия». В них вода поглощается преимущественно путем взаимодействия с солью, приводящему к образованию гидратов и раствора соли в порах.

Гидратация/дегидратация массивной соли может быть медленным процессом, что наряду с большим изменением молярного объема, гистерезисом и плавлением значительно затрудняет применения массивных солей и их гидратов в химических тепловых насосах, системах запасаения низкотемпературного тепла и осушки газов. Оказалось, что при заключении соли в нанопоры скорость обеих реакций существенно увеличивается, и процесс, как правило, лимитируется Кнудсеновской диффузией воды в порах матрицы. Показано, что она протекает в 1.5-3 раза медленнее, чем в матрице без соли, причиной чего является увеличение извилистости пор из-за их частичной блокировки солью (ее раствором).

При внесении CaCl₂ в поры оксида алюминия кинетика сорбции при малых временах определяется процессом диффузии воды, а при больших может существенно замедляться за счет реакции воды с дисперсной солью (рис. 1). Для части соли она протекает гораздо медленнее, чем в материалах на основе силикагеля. Вклад этой реакции увеличивается с ростом содержания соли (от 7 до 29 вес. %) и уменьшением температуры (с 70 до 30°C).

При больших сорбциях часть пор заполняется раствором соли, и при анализе кинетики надо учитывать канал диффузии по связанной или несвязанной фазе раствора.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ИНТАС (03-51-6260), РФФИ (гранты 05-02-16953, 05-03-34762, 05-08-50223 и 06-08-00982), фонда Глобальная Энергия (МГ-2005/04/3) и программы Интеграционных проектов СО РАН (проект № 11).

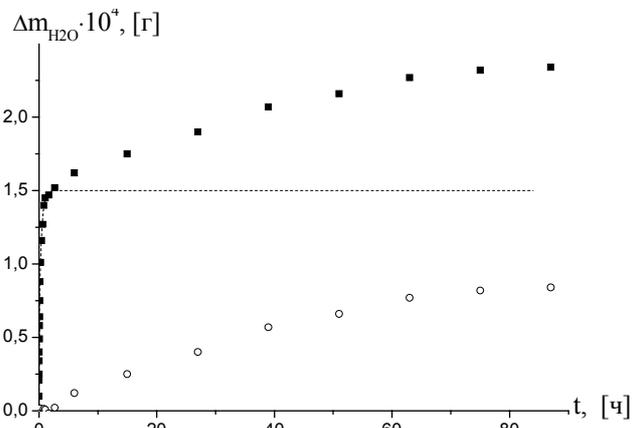


Рис. 1. Кинетические кривые сорбции воды зернами CaCl₂(29 масс. %)/Al₂O₃: ◊ - эксперимент, пунктир - расчет по диффузионной модели, | - разность этих кривых. T=50.0°C, P_{H2O}=39.0 и P_{H2O}=5.6 мбар.

ЯВЛЕНИЕ «ПЛАСТИФИКАЦИИ» АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ПЕРЕХОДЕ ИЗ АМОРФНОГО В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ

А.М.Глезер, И.Е.Пермякова
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», ИМФМ,
e-mail: glezer@imph.msk.ru, inga_perm@mail.ru

В настоящее время одной из актуальных задач металловедения является, вне зависимости от конкретного механизма кристаллизации аморфных сплавов (АС), выявить оптимальные условия их обработки для получения возможности формирования аморфно-кристаллической системы, обладающей уникальным сочетанием физико-механических характеристик.

В качестве объекта исследования использовали АС, полученные закалкой из расплава: $\text{Co}_{75,4}\text{Fe}_{3,5}\text{Cr}_{3,3}\text{Si}_{17,8}$ (толщина ленты $h = 30$ мкм) – сплав 1 и $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$ ($h = 25$ мкм) – сплав 2. Изотермически отожженные образцы (сплав 1 в течение 10 мин в воздушной атмосфере, сплав 2 в течение 1 ч в вакууме) подвергали индентированию по Виккерсу для оценки микротвердости, а также трещиностойкости по методике, описанной в работе [1]. Изучение структуры и фазовый состав производили с помощью просвечивающей электронной микроскопии. При изучении фазовых превращений также была привлечена ДСК.

С помощью метода микроиндентирования удалось установить поведение вязкости разрушения (K_{Ic}) АС в ранее недоступной для других методов области – температурном интервале от вязко-хрупкого перехода до начало кристаллизации.

В экспериментах на АС $\text{Co}_{75,4}\text{Fe}_{3,5}\text{Cr}_{3,3}\text{Si}_{17,8}$ при приближении к температуре кристаллизации ($T_{кр1} = 823$ К) наблюдается небольшое увеличение K_{Ic} . По данным независимых исследований, ранее установлено, что для этого сплава существует область спада микротвердости, соответственно в диапазоне температур 750-803 К [2].

Аналогичный пластифицирующий эффект при нанокристаллизации наблюдается и в АС $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$, максимум которого приходится на температуру 653 К. Анализируя эволюцию структуры данного сплава в диапазоне нанокристаллизации, отмечается заметное увеличение выделяющихся дисперсных α -частиц с четкой кристаллографической огранкой при нагреве. Дальнейший спад трещиностойкости на сплаве 2 связан с появлением в структуре боридов $(\text{Fe}, \text{Ni})_3\text{B}$ и полной объемной кристаллизацией материала ($T_{кр2} = 723$ К).

«Пластификация» обусловлена, по-видимому, реализацией размерного эффекта – оптимального распределения нанокристаллов на основе кобальта (сплав 1) и на основе железа (сплав 2) характерного размера в аморфной матрице в преддверии объемной кристаллизации. Из установленных зависимостей трещиностойкости от структурных параметров исследованного сплава 2 видно что, характерный размер частиц, при котором зафиксирован максимум параметра K_{Ic} , соответствует 110-120 нм при объемной плотности $1,3 \text{ мкм}^{-3}$ кристаллической фазы. Распространение трещин затрудняется из-за торможения на кристаллических частицах. Если же развитие трещины продолжается, то при «встрече» с каждой частицей она имеет свою определенную ориентированность. Не стоит исключать тот факт, что на данном этапе вступают в роль особые прочностные свойства наночастиц.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 06-02-17075-а)

[1] Глезер А.М., Пермякова И.Е., Федоров В.А. // Изв. РАН. Сер. физ.- 2006.- Т. 70. № 9.- С. 1396-1400

[2] Федоров В.А., Ушаков И.В., Пермякова И.Е. // Металлы.- 2004. № 3.- С. 108-113

СИНТЕЗ УПОРЯДОЧЕННЫХ МАССИВОВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК НА НИКЕЛЕВЫХ КАТАЛИЗАТОРАХ В ПОРАХ АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Г.Г.Горох, А.М.Мозалев, Д.В.Соловей, Б.Г.Шулицкий, В.А.Лабунов

*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники
БГУИР, П. Бровки, б. Минск - 220013, Беларусь
Тел.: +375 17 2938047; e-mail: gorokh@bsuir.unibel.by*

Цель настоящей работы состояла в разработке и исследовании физико-химических методов осаждения углеродных нанотрубок (УНТ) с контролируемыми размерами и заданным дистанцированием в пористых матрицах анодного оксида алюминия (АОА).

В процессе выполнения работы были решены следующие технологически связанные задачи. Разработана методика получения регулярных матриц АОА с высокоупорядоченной структурой и контролируемыми размерами путем управляемого варьирования условий электрохимического анодирования Al. Методика основана на трехстадийном анодировании напыленных в вакууме слоев алюминия и обеспечивает формирование высокоупорядоченных нанопористых пленок во всех типах электролитов. Исследован процесс анодирования тонкопленочной композиции Al-Ni и локального растворения пленки никеля через маску сформированной пленки АОА. Исследованы также процессы локального растворения барьерного оксидного слоя в АОА и разработана методика формирования модифицированных матриц АОА со сквозными наноразмерными порами на тонких пленках Ni. Отработан процесс электрохимического осаждения никелевых катализаторов в эти модифицированные матрицы из многокомпонентного солевого раствора. Изучено влияние условий электроосаждения металлического никеля (времени осаждения, плотности анодного тока, состава электролита) на параметры осаждаемых наночастиц в порах разных типов матриц АОА. Разработанный метод обеспечивает безлитографическое формирование металлических наноразмерных катализаторов контролируемых размеров в порах АОА с регулируемым пространственным масштабированием.

С использованием метода каталитического пиролиза жидких и газообразных углеводородов отработаны процессы эффективного выхода графитоподобной фракции в качестве исходной для синтеза УНТ, и синтезированы УНТ с использованием “летучих” катализаторов. На основе полученных экспериментальных данных разработаны и исследованы процессы синтеза унифицированных в заданном диапазоне параметров и заданным образом распределенных по подложке вертикально ориентированных низкодефектных УНТ методом каталитического пиролиза о-ксилола, стимулированного ВЧ НТП, на локализованных упорядоченных массивах катализаторов Ni в нанопористых матрицах АОА. Электронно-микроскопические исследования показали, что сформированные структуры обладают высокой однородностью и заданной ориентацией и локализацией УНТ.

Достоинством предлагаемого метода является технологическая совместимость с технологией микроэлектронного производства, малый и контролируемый расход реагентов, возможность эффективного управления и контроля ориентации, свойств и параметров осаждаемых УНТ. Данный метод открывает путь к изготовлению принципиально нового поколения элементной базы функциональных приборов микро-, опто- и наноэлектроники.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК В МАТРИЦЕ АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

С.С.Грабчиков¹, Н.И. Мухуров²

¹ИЭ НАНБ г. Минск,
e-mail: gss@iftp.bas-net.by
²ОИФТП НАНБ

Высокооднородные периодические наноразмерные структуры анодного оксида алюминия (АОА) достаточно широко используются в микроэлектронике, в том числе и для получения с помощью метода электролитического осаждения различного типа наноструктурных материалов – столбчатых, игольчатых микро- и наноструктур, нанопроволок. В работе изложены результаты исследования механизма формирования пленок *Ni* и *Co* в матрице АОА в условиях стационарного и нестационарного электролиза. В качестве матрицы использовали пленки АОА толщиной 20-30 мкм и диаметром естественных пор (*d*) 40-60 нм и сформированные фотолитографически системы периодических микроотверстий с *d* = 2 мкм. Режимы реверсированного тока варьировались в пределах: плотность прямого тока $D_k^{np} = 5-10 \text{ мА/см}^2$; отношение плотностей прямого тока к обратному $D_k^{np}/D_k^{обp} = 5/1-10/1$. Длительности прямого и обратного полупериодов тока соответственно равнялись – $(1-100) \times 10^{-2}$, $(2-5) \times 10^{-3}$ с, частота импульсов – $(500 \pm 5) \text{ Гц}$. В потенциостатическом режиме электролиза исследована кинетика процесса заполнения нанопор и микроотверстий в матрице АОА тонкими слоями *Ni* и *Co*. Показано, что на начальной стадии наблюдалось снижение скорости роста относительно первоначального значения, далее ее стабилизация и после выхода слоев на поверхность пор увеличение. По точкам перегиба на временной зависимости катодного тока определена длительность процесса полного зарастивания нанопор и микроотверстий АОА. С помощью метода РЭМ показано, что зарастивание нанопор АОА происходит достаточно однородно и при завершении процесса на поверхности образуются зерна размером 150-200 нм. Распределение *Ni* и *Co* по толщине матрицы находится в пределах 2,6-4,1 ат.% (для матрицы с *d* = 40-60 нм и расстоянием между порами 120-130 нм). Полученные результаты близки к расчетным данным, согласно которым объем микропор в матрице АОА подобного типа составляет 4-5%. Показано, что при использовании $D_k^{np} = 5-10 \text{ мА/см}^2$ формируются нанокристаллические структуры с размером зерен 6-20 нм. Однородность заполнения пор АОА зависит от их диаметра: с уменьшением *d* процесс электроосаждения затрудняется, при *d* < 20 нм получить однородное и равномерное заполнение пор матрицы АОА «практически невозможно». При низких величинах $D_k^{np} = 2-3 \text{ мА/см}^2$ формируются поликристаллические структуры с размером зерен 80-120 нм.

МЕХАНОХИМИЧЕСКОЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕ ОКСИДОВ ПРИ ЗНАЧИТЕЛЬНОМ ИЗБЫТКЕ МЕТАЛЛА-ВОССТАНОВИТЕЛЯ

Т.Ф.Григорьева¹, А.А.Новакова², И.А.Ворсина¹, А.П.Барина¹,
Т.Ю.Киселева², V.Sepelak³, K.D.Becker³, Н.З.Ляхов¹

¹ *Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск*

² *МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва*

³ *Institute of Physical and Theoretical Chemistry, Braunschweig University of Technology,
Braunschweig, Germany*

Механохимическое восстановление оксидов в избыточном количестве металла-восстановителя является одним из эффективных путей получения нанокompозитов интерметаллид / оксид, материалы из которых обладают высокими механическими свойствами при повышенных температурах. Наиболее востребованными и стойкими к окислению являются алюминиды переходных металлов, легированные наноразмерной керамикой.

В работе изучалось механохимическое восстановление оксидов железа, хрома и никеля при различном содержании алюминия. Изучаемые реакции очень экзотермичны ($\Delta H(\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al}) = - 840$ кДж/моль). При стехиометрических соотношениях оксида и алюминия в условиях механической активации они имеют чрезвычайно короткий индукционный период (20-40 с.) и протекают по типу СВС с очень высокими скоростями.

С увеличением содержания в исходной смеси алюминия индукционный период увеличивается, а скорость взаимодействия уменьшается. Фазовый состав интерметаллидной составляющей нанокompозита также зависит от содержания алюминия в исходной смеси. Выявлено, что промежуточными продуктами восстановления при механической активации являются сложные оксиды.

Работа выполняется в рамках интеграционной программы Президиума РАН 8.15 «Разработка методов получения химических веществ и создание новых материалов» и интеграционного проекта Сибирского отделения РАН № 98 «Механокомпозиты – прекурсоры для создания материалов с новыми свойствами».

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{47,3}Fe_{2,7}$ МЕТОДОМ РКУП.

В.Н.Гришков, В.И.Копылов¹, А.И.Лотков, А.А.Батурин

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
¹ Физико-технический институт НАН Беларуси
e-mail: lotkov@ispms.tsc.ru*

Формирование ультрамелкозернистого состояния (УМЗ) в сплавах на основе никелида титана позволяет достичь значительно лучшего комплекса эффектов памяти формы, сверхупругости и прочностных свойств. В данной работе получены объёмные заготовки образцов сплава $Ti_{50}Ni_{47,3}Fe_{2,7}$ с УМЗ структурой методом равноканального углового прессования (РКУП) при 723 К. Угол пересечения каналов составлял 90° . Было проведено три цикла деформации с суммарной истинной деформацией 2,6442.

Изучены последовательность и температурные интервалы термоупругих мартенситных превращений, кристаллическая структура, микроструктура, физические и механические свойства образцов сплава $Ti_{50}Ni_{47,3}Fe_{2,7}$ до и после РКУП, а также после термического отжига при 673К.

Установлено, что уже после второго прохода РКУП формируется субмикроструктурная структура сплава (средний размер фрагментов зёрно-субзёрненной структуры составляет ~ 300 нм), что приводит к увеличению ширины рентгеновского рефлекса (211) В2 фазы в два раза. Дальнейшее увеличение числа проходов незначительно увеличивает ширину рефлекса, что свидетельствует о слабом дополнительном уменьшении размеров фрагментов деформированного сплава.

Показано, что формирование субмикроструктурного состояния не изменяет последовательность термоупругих мартенситных превращений в данном сплаве: и в крупнозернистых и в субмикроструктурных образцах МП в циклах охлаждения-нагрев реализуется в последовательности В2 \leftrightarrow R \leftrightarrow В19'. Увеличение числа проходов не влияет на температуру МП В2 \leftrightarrow R, слабо понижает температуру начала МП R \leftrightarrow В19' (на 18 градусов) и приводит к сужению интервала обратного МП В19' \leftrightarrow R на 10 градусов.

Получены результаты, свидетельствующие об однородности полученного состояния после РКУП: во всех образцах, вырезанных из разных частей заготовок, температуры мартенситных превращений, являющиеся структурно-чувствительными характеристиками сплава, совпадают в пределах ошибки измерений.

Формирование субмикроструктурной структуры в образце существенно уменьшает объёмную долю мартенситной фазы со структурой В19', формирующейся при охлаждении деформированных образцов до температуры кипения жидкого азота, что может быть связано с влиянием размерного фактора – стабилизации высокотемпературной В2 фазы при уменьшении размеров фрагментов зёрно-субзёрненной структуры в ультрамелкозернистых образцах.

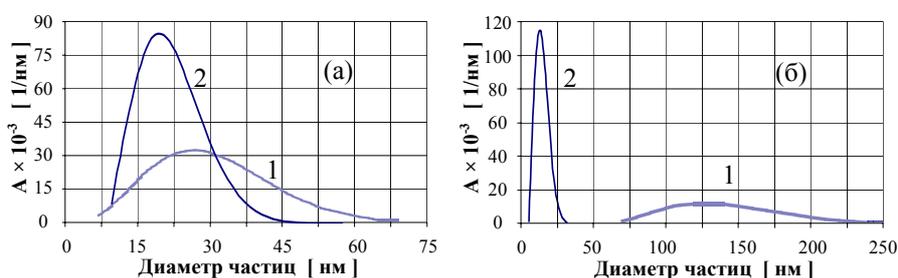
ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ ЛИТИЙ МЕТАЛЛ ОКСИДОВ

Н.В. Дедов, Э.М. Кутявин, А.М. Селиховкин, Ю.Н. Сенников

ФГУП "Сибирский химический комбинат"
e-mail: constr@seversk.tomsknet.ru

Потребность в наноразмерных порошках литий металл оксидов возникает, в частности, в тонкопленочной и твердополимерной технологиях литий-ионных аккумуляторов - относительно нового поколения перезаряжаемых источников тока. Опыт получения высокодисперсных оксидных материалов на СХК показал, что основой сравнительно дешевого и стабильного производства наноразмерных порошков оксидных материалов сложного состава может стать плазменная технология, которая заключается в термическом разложении солей при распылении их смешанных водных растворов в плазменную струю воздуха или инертного газа в плазмохимическом реакторе (далее ПХР).

Разложение литий-содержащих аэрозолей солевых растворов в ПХР при повышенном расходе реагентов часто не позволяет сформировать однофазную кристаллическую структуру частиц дисперсного литий металл оксида непосредственно в реакционном канале ПХР. Для формирования однофазной структуры требуется дополнительная прокалка, обычно вызывающая рост размеров частиц. Подавить рост кристаллитов можно путем введения в процессе синтеза в реакционный объем ПХР компонента, способного к адсорбции на поверхности солевых нанокристаллов и переходящего в газообразное состояние при последующей прокалке. В качестве такого агента может выступать углерод или производные его взаимодействия с реакционной средой ПХР. С целью включения углерода в структуру частиц дисперсного продукта, в смешанный водный раствор нитратов лития и марганца, используемого для получения литий димарганец тетроксид, была добавлена сахароза. Для предотвращения удаления углерода из продукта в виде газообразных оксидов переработку раствора проводили в азотной плазме с последующей дополнительной прокалкой продукта. На рисунке показаны функции (А) распределения масс кристаллитов по размерам для порошков, полученных из раствора, содержащего сахарозу, а также из обычного раствора.



Распределения по размерам частиц LiMn_2O_4 : а - до обжига; б - после обжига при 580°C . 1 - раствор без сахарозы, 2 - с сахарозой.

Введение сахарозы в раствор привело к уменьшению размеров кристаллитов в плазменном порошке LiMn_2O_4 до значений среднего диаметра частиц $D_{\text{ср}} = 14\text{-}15$ нм, что на порядок меньше, чем в порошке, полученном из обычного раствора. Очевидно углерод, зафиксированный в структурах порошка, окисляясь в процессе дополнительной прокалки, может блокировать рост кристаллов и вызывать разрушение уже имеющихся кристаллитов.

**СИНТЕЗ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ КАРБОНИТРИДА
КРЕМНИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЯХ РАЗЛОЖЕНИЕМ
ГЕКСАМЕТИЛДИСИЛАЗАНА В ПЛАЗМЕ МОЩНОГО ОПТИЧЕСКОГО
РАЗРЯДА.**

В.Н.Демин¹, В.С.Данилович¹, Г.Н.Грачев², А.Л.Смирнов², А.М.Бакланов³

¹ *Институт неорганической химии им. Николаева СО РАН, 630090, г.Новосибирск
e-mail: demin@che.nsk.su*

² *Институт лазерной физики СО РАН, 630090, г. Новосибирск*

³ *Институт химической кинетики и горения СО РАН, 630090, г. Новосибирск*

Устойчивость к высоким температурам, агрессивным средам, высокие диэлектрические и трибологические свойства привлекательны для пленок и покрытий на основе карбонитрида кремния. Для практического применения интерес представляют методы получения таких покрытий толщиной несколько микрон со скоростями не меньшими 0.1 мкм/мин. Такие скорости могут обеспечить только методы осаждения при давлениях в реакторах осаждения, близких к атмосферному.

Плазмохимический синтез слоев карбонитрида кремния проводился в установке лазерного плазмохимического синтеза с перпендикулярным расположением потоков газа и лазерного луча [1] на подложки из нержавеющей стали и других конструкционных материалов. Перпендикулярное расположение газового потока и лазерного луча позволяло получать более однородное по толщине и фазовому составу покрытие по сравнению с примененным ранее нами продольным вариантом (луч и поток соосны) лазерного плазмохимического синтеза этих пленок.

Проведено осаждение пленок карбонитрида кремния на полированные подложки (1x1 см) из нержавеющей стали и других конструкционных материалов из газовой смеси аргона и гексаметилдисилазана $(\text{CH}_3)_3\text{SiNHSi}(\text{CH}_3)_3$ при $P=1\text{ атм.}$ и температурах подложек в интервале 350-850 °С, скоростях газового потока 100 м/с. со скоростями осаждения 0,5-2 мкм/мин. Проведена характеристика полученных покрытий (1,5-2,5 мкм) методами ИК-спектроскопии, рамановской спектроскопии, рентгенофазового анализа, сканирующей электронной микроскопии. Найдено, что свойства покрытий сильно зависят от активации плазмой подложки, температуры подложки, материала подложки, и более слабо от частоты лазерных импульсов.

Проведено исследование зародышей твердой фазы, образовавшихся в процессе плазмохимического разложения ГМДС. Полученные в ходе нуклеации наночастицы отбирались на выходе из генератора с помощью вакуумного импактора, разработанного в ИХКиГ СО РАН.

По результатам электронномикроскопических исследований определено, что зародышами в газовой фазе являются наночастицы карбонитрида кремния с характерным размером ~20 нм.

По данным сканирующей электронной спектроскопии и энергодисперсионного анализа поверхности слоя и включений в нее, определено, что при оптимальной температуре осаждения и активации подложки полученные покрытия представляют собой композитный материал наночастиц (40–60 нм) SiCN с небольшим содержанием азота (< 10 ат%), плотно упакованных в матрице разупорядочного графита. Обсуждается возможный механизм образования нанокompозитного материала на поверхности подложки.

Работа поддержана РФФИ, грант № 05-02-08290-офи_a.

- [1] Г.Н. Грачев, А.Л. Смирнов, М.И. Зимин, А.А. Мякушина, В.Н. Демин, А.В. Окотруб, А.М. Бакланов, А.А. Онищук. Лазерная плазмохимическая установка синтеза наноматериалов в скоростных потоках газа. // Третья Всероссийская конференция «Химия поверхности и нанотехнология» Санкт-Петербург-Хилово, 2006 г. Тезисы докладов, с.35-36

ПРОЦЕССЫ РАССЛОЕНИЯ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В Fe-Cr-Ni СПЛАВЕ ПРИ ТЁПЛОЙ ВИНТОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ.

А.И.Дерягин¹, В.Н.Варюхин², В.А.Завалишин¹, Б.М.Эфрос²,
Н.Ф.Вильданова¹, В.В.Сагарадзе¹, В.А.Ивченко³

¹ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
e-mail: deryagin@prm.uran.ru

² Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина
e-mail: var@hpress.dipt.donetsk.ua

³ Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия
e-mail: ivchenko@iep.uran.ru

Аустенитные Fe-Cr-Ni, широко используемые в реакторостроении, испытывают перераспределение атомов компонентов сплава (расслоение) при интенсивном радиационном воздействии. Нами [1] было обнаружено аналогичное явление при интенсивной холодной пластической деформации Fe-Cr-Ni сплавов. Наблюдаемые эффекты объясняются тем, что в обоих случаях возникает высокая концентрация неравновесных точечных дефектов, перемещение которых на стоки вызывает расслоение сплава из-за различной диффузионной подвижности атомных компонентов сплава.

В настоящей работе использован новый метод получения массивных образцов с ультра мелкокристаллической структурой – метод винтового прессования. Сплав Fe-11Cr-30 Ni деформировали в три прохода при температуре 300 С. Размер зёрен и субзёрен полученных образцов был порядка 1 мкм длиной и 0.2 мкм шириной.

В электронном микроскопе на тёмнопольном изображении видны мелкодисперсные выделения размером 1-3 нм, которые имеют рефлексы, совпадающие с рефлексами альфа фазы [200]. Но методом магнитометрии показано, что никакого увеличения намагниченности, характерного для появления альфа фазы, не происходит. В интервале температур от комнатной до +220°С магнитные свойства образцов до и после интенсивной пластической деформации при +300°С совпадают. Понижение температуры деформирования T=100 С и T=0 С приводят к появлению нелинейной зависимости удельной намагниченности от напряженности магнитного поля, что в [1] объяснялось образованием кластеров измененного состава.

Таким образом, тёплая интенсивная пластическая деформация не приводит к возникновению кластеров изменённого состава, что не подтверждает теоретических предсказаний увеличения концентрации никеля в кластерах с увеличением температуры деформирования.

- [1] Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В., Кузнецов А.Р. Низкотемпературное механо-индуцированное атомное расслоение в хромоникелевых сталях. //ФММ, 2000.- Т.89, №6.- С. 82-93

РАЗМЕРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ СТРУКТУРНЫХ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ НАНОПОРОШКА НИКЕЛЯ

Э.Л.Дзидзигури, Е.Н.Сидорова, А.В.Максимочкина¹

*Московский государственный институт стали и сплавов
¹Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова
e-mail: sidelen@mail.ru*

Результатом экспериментального изучения нанообъектов должны стать зависимости вида "размер-свойство". Некоторые шаги в этом направлении уже сделаны [1, 2], однако многое остаётся пока неясным.

Для изучения размерных зависимостей наноматериалы должны быть максимально свободными от дефектов структуры, макро- и микронапряжений, несовершенств формы и строения, вызванных особенностями их природы и получения. Также необходимо свести к минимуму влияние примесей, вторых фаз, включений, стабилизаторов и т.д.

К материалам, в наибольшей степени соответствующим перечисленным требованиям, относятся порошки металлов, полученные восстановлением водородом из кислородсодержащих соединений. Формирование наноматериала происходит в этом случае при повышенной температуре в течение длительного времени выдержки, что позволяет получать нанопорошки со структурой, максимально свободной от напряжений, дефектов и деформаций. Использование исходных реагентов высокой степени чистоты приводит к минимальному содержанию примесей в конечном продукте.

В данной работе получены порошки Ni путём восстановления гидроксида никеля при температурах 200, 230, 260, 290 и 320 °С в течение 1 часа. Образцы исследованы методами рентгеновской дифрактометрии, электронной микроскопии, магнитные характеристики измерены на вибрационном магнитометре.

Получены структурные характеристики нанопорошков Ni, гистограммы распределения частиц по размерам, распределение ОКР по размерам, зависимости намагниченности насыщения и коэрцитивной силы от размеров частиц.

- [1] Рыжонков Д.И., Лёвина В.В., Дзидзигури Э.Л. Ультрадисперсные системы: физические, химические и механические свойства: Учеб.пособие. – М.: МИСиС, 2005.
- [2] Дзидзигури Э.Л. Размерные зависимости физических свойств/ Физикохимия ультрадисперсных (нано-) систем. // Сборник научных трудов VII Всероссийской конф. – М.: МИФИ, 2006.– С.204–206.

ВЛИЯНИЕ МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ПАРАМЕТРЫ ЗЕРЕННОЙ И ДЕФЕКТНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОЛУЧАЕМЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОСТОЯНИЙ

И. А. Дитенберг, А. Н. Тюменцев, А. В. Корзников¹, А. Н. Табаченко²

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

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

²*ФГНУ Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*

634021, г. Томск, пр. Академический 2/1,

e-mail: ditenberg_i@mail.ru

Работа посвящена изучению влияния различных методов интенсивной пластической деформации (ИПД) на параметры наноструктурных состояний формируемых в металлах и сплавах с различной способностью к релаксации локальных внутренних напряжений. С этой целью проведено сравнительное электронно-микроскопическое исследование особенностей формирования нанокристаллических (НК) и субмикрориталлических (СМК) структурных состояний в Cu высокой (99,98) чистоты и ОЦК сплавах V-4%Ti-4%Cr и Mo-47%Re-0.4%Zr (вес. %).

Интенсивная пластическая деформация на указанных материалах проводилась при комнатной температуре, с использованием методов кручения под давлением, прокатки до больших степеней деформации и многократного всестороннего прессования.

Электронно-микроскопическое исследование проведено на образцах после достижения эквивалентных значений истинной логарифмической деформации. Определены характерные параметры формируемой при ИПД зеренной и дефектной структуры в зависимости от способа нагружения и механических свойств материала. Методом исследования микроструктуры в различных сечениях образцов после кручения под давлением и прокатки до больших степеней деформации обнаружена высокая анизотропия дефектной микроструктуры получаемых СМК и НК состояний. На основе экспериментально определенных параметров кривизны кристаллической решетки проведены оценки величины локальных внутренних напряжений и соответствующих им градиентов. С применением специальных методов темнопольного анализа высоких непрерывных разориентировок, позволяющих выделить «структурную» (присущую объемным образцам) кривизну кристаллической решетки, были также определены размеры характерных микрообъемов градиентных дисклинационных субструктур, которые способны быть зародышами дискретных границ разориентации и тем самым определять размеры субмикро- или нанозерен и субзерен.

Обсуждаются механизмы пластической деформации и фрагментации кристаллической решетки, обеспечивающие формирование СМК или НК структурных состояний. Анализируются характерные параметры этих состояний (размеры зерен и субзерен, кривизна кристаллической решетки) в зависимости от способа ИПД, степени деформации и способности исследуемых материалов к релаксации локальных внутренних напряжений.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования РФ и CRDF в рамках программы BRNE (проект № 016-02), гранта Лаврентьевского конкурса молодежных проектов СО РАН.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 10Г2ФТ С НАНО- И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

С.В.Добаткин¹, П.Д.Одесский^{1,2}, С.В.Шагалина¹, Е.В.Найденкин³, Г.И.Рааб⁴

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
e-mail: dobatkin@ultra.imet.ac.ru*

²*ЦНИИ строительных конструкций им. В.А. Кучеренко, Москва*

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

⁴*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

Изучена термическая стабильность структуры и механических свойств низкоуглеродистой феррито-перлитной и мартенситной стали 10Г2ФТ после интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под гидростатическим давлением (КГД) и равноканальным угловым прессованием (РКУП).

Кручение под давлением 6 ГПа проводили на наковальне Бриджмена на образцах диаметром 10 мм и толщиной 0,6 мм при температурах 20-500⁰С с истинной логарифмической деформацией $\epsilon=6,3$ (5 оборотов). Сталь была подвергнута КГД в двух исходных состояниях: феррито-перлитном и мартенситном. КГД при комнатной температуре приводит к формированию наноразмерной ячеисто-подобной ориентированной структуры с отдельными равноосными нанозернами. С повышением температуры деформации до 500⁰С увеличивается доля зеренной структуры и средний размер зерен. Средний размер зерна в стали 10Г2ФТ после КГД больше в случае исходно феррито-перлитного состояния (95нм при 20⁰С и 120нм при 500⁰С) по сравнению с исходно мартенситной структурой (65 нм при 20⁰С и 85 нм при 500⁰С).

Исходно мартенситное состояние стали 10Г2ФТ способствует меньшему росту зерна при нагреве на 500⁰С после холодного КГД по сравнению с исходно феррито-перлитным состоянием. Средний размер зерна после КГД в исходно мартенситном состоянии и нагрева на 500⁰С составляет 450 нм и практически в два раза меньше, чем в той же стали в исходно феррито-перлитном состоянии после тех же обработок - 860 нм. Меньшую величину зерна при нагреве деформированной стали в исходно мартенситном состоянии можно объяснить меньшей величиной зерна после КГД, большей общей плотностью дислокаций и наличием дисперсных карбидов, способных тормозить рост зерен при нагреве.

РКУ прессование стали 10Г2ФТ проводили на образцах диаметром 10 мм и длиной 60 мм при $T=300^0$ и угле пересечения каналов 120⁰ за шесть циклов (N=6). РКУП стали как с исходно феррито-перлитной структурой, так и с исходно мартенситной - приводит к частично субзеренной, частично субмикроструктурной структуре со средним размером структурных элементов - 0,3 мкм.

Сталь 10Г2ФТ в исходно мартенситном состоянии после РКУП имеет большие прочностные характеристики, чем сталь с исходно феррито-перлитной структурой в интервале температур испытаний 20...500⁰С: $\sigma_{0,2}=1125$ и 870 МПа при $T_{исп.}=20^0$ С и 485 и 400 МПа при $T_{исп.}=500^0$ С, соответственно. При $T_{исп.}=600^0$ С прочность уменьшается для обоих исходных состояний.

Таким образом, высокопрочное состояние в стали 10Г2ФТ после РКУ прессования сохраняется до температуры испытания 500⁰С. При $T_{исп.}=600^0$ С прочностные характеристики для субмикроструктурного состояния на 20-30% выше, чем для недеформированного состояния.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРЕДМАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Е.Ф.Дударев, А.Б.Скосырский, Т.Ю.Малёткина, Н.В.Гирсова¹, В.Н.Гришков¹

Сибирский физико-технический институт, Томск.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
e-mail: sab@phys.tsu.ru*

В работе представлены результаты исследования эволюции структурно-фазового состояния субмикрокристаллического сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ при многократной прокатке при комнатной температуре. Использовали методы просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии и резистометрии. В исходном состоянии сплав имеет зёрненно-субзеренную структуру со средним размером фрагментов 280 нм. При комнатной температуре фазовый состав представлен преимущественно фазой В2, в незначительном количестве присутствуют крупные частицы фазы $Ti_4Ni_2(O,C,N)$. Образцы прокатывали до 10, 20, 30, 40, 60 и 80 %. Установлено, что с увеличением степени деформации размер зерен уменьшается и уже после деформации 20 % формируется наноструктура. Наиболее интенсивно диспергирование зеренной структуры происходит при степенях деформации до 40 %. При последующем увеличении степени деформации нанозеренная структура становится более однородной, а средний размер зерна изменяется незначительно и составляет 40 нм. При этом электроннограммы приближаются к кольцевым, что характерно для нанокристаллической структуры и указывает на начало её аморфизации.

Анализ дифрактограмм и электроннограмм показал, что с ростом степени деформации наряду с уменьшением размера зерна повышается степень несовершенства структуры, формируется кристаллографическая текстура прокатки и изменяется фазовый состав сплава. При небольших степенях деформации в наиболее благоприятных участках микроструктуры сплава формируется мартенсит В19', и структура становится двухфазной (В2 + В19'). При увеличении степени деформации до 40 % объемная доля мартенсита В19' растёт, а при более высоких степенях деформации уменьшается с ростом степени деформации. При этом двухфазная структура сохраняется вплоть до 80 % прокатки.

Установлено, что зависимость электросопротивления от степени деформации близка к линейной и электросопротивление непрерывно возрастает с ростом степени деформации. Это дает основание заключить, что при деформации наряду с диспергированием зеренной структуры происходят и другие изменения в структурно-фазовом состоянии. Наблюдаемое сильное увеличение электросопротивления может быть обусловлено разрушением дальнего порядка и аморфизацией.

Работа выполнена при финансовой поддержке CRDF (программа BRNE, проект № 016 - 02), РФФИ (грант № 05 – 08 – 333881 - а) и Интеграционного проекта СО РАН № 2.3.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ, СФОРМИРОВАННОГО ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Е.Ф.Дударев, А.Б.Скосырский, Н.В.Гирсова¹, Т.Ю.Малеткина,
Н.В.Гришков¹, О.А.Кашин¹

Сибирский физико-технический институт, Томск.

*¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
e-mail: sab@phys.tsu.ru*

В настоящей работе методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии и резистометрии проведено сопоставительное исследование эволюции нанозеренной структуры при отжиге сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ в двух наноструктурных состояниях, которые были получены при многократной прокатке при комнатной температуре с суммарной степенью деформации 80 %. Первое наноструктурное состояние (состояние 1) было получено при прокатке сплава с исходной крупнозернистой структурой. Второе наноструктурное состояние (состояние 2) было получено при таком же режиме прокатки, но уже с исходной субмикроструктурной структурой, сформированной посредством интенсивной пластической деформации при повышенной температуре.

Обнаружено, что в обоих состояниях наблюдается наноструктура с признаками начала аморфизации (средний размер нанозерен составляет 44 нм для первого и 37 нм для второго состояний). Уже после отжига при 250 °С границы зерен становятся более четкими и увеличивается размер нанозерен до 70 нм в состоянии 1 и до 52 нм в состоянии 2. На микродифракционной картине рефлексы становятся более контрастными, исчезает азимутальное размытие, часто интенсивность рефлексов выше по определенным направлениям, что указывает на наличие текстуры. Кроме того, происходит увеличение интенсивности рентгеновских пиков и уменьшение их полуширины. С повышением температуры отжига размер нанозерен увеличивается в состоянии 1 сильнее, чем в состоянии 2. Так, после отжига при 450 °С средний размер нанозерен в состоянии 1 310 нм, а в состоянии 2 всего 160 нм. На микродифракционной картине с ростом температуры отжига число рефлексов на единицу длины окружности уменьшается, что так же свидетельствует об увеличении размера нанозерен. При этом сохраняется текстура прокатки (110). Из вышеизложенного следует, что глубокая пластическая деформация прокаткой субмикроструктурного никелида титана в предмартенситном состоянии с последующим низкотемпературным отжигом позволяет получить объемную наноструктуру в В2 фазе с размером нанозерен меньше 100 нм.

Исследования температурной зависимости электросопротивления дают основание предположить, что при отжиге в интервале температур 25 – 650 °С у наносостояний 1 и 2 протекают одни и те же процессы возврата. При этом наряду с изменением размера нанозерен происходит восстановление дальнего порядка, разрушенного при пластической деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке CRDF (программа BRHE, проект № 016 - 02), РФФИ (грант № 05 – 08 – 333881 - а) и Интеграционного проекта СО РАН № 2.3.

КЕРАМИЧЕСКИЙ МАТРИЧНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ, АРМИРОВАННЫЙ АЛЮМООКСИДНЫМ НАНОВОЛОКНОМ

Б.Н.Дудкин, А.Ю.Бугаева, Г.Г.Зайнуллин, П.В.Кривошапкин,
Е.Ф.Кривошапкина

*Институт химии Коми НЦ УрО РАН, г. Сыктывкар
e-mail: bugaeva-ay@chemi.komisc.ru*

Керамические матричные композиционные материалы (КМКМ) предназначены для длительной работы в тяжелых условиях, например, высокие температуры, вибрация, высокие механические нагрузки. Область применения таких материалов очень широка – от летательных аппаратов до ответственных узлов промышленного оборудования.

Одним из путей решения создания новых КМКМ, отвечающих указанным требованиям, является переход к использованию наноразмерных исходных компонентов, что приводит к получению материалов с субмикроразмерными структурными элементами.

Наиболее подходящими для КМКМ считаются матрицы на основе муллита и оксида алюминия. Материалы на основе муллита сохраняют механическую прочность при высоких температурах и стойки к термоудару, корундовые материалы очень прочны при низких температурах, но подвержены крипу при высоких.

В докладе рассматриваются свойства КМК материала, обладающего субмикроразмерной структурой, сформированной с использованием золь-гель состояния оксидов алюминия, лантана и иттрия.

Матрица КМК формируется наночастицами оксида алюминия, получаемые методом однофазного золь-гель. В качестве наполнителя использованы наночастицы гексаалюмината лантана, допированные оксидом иттрия. Такой подход позволяет формировать частицы со структурой «ядро – оболочка». Используемый нами в синтезе КМК нанокompозита, основан на наших собственных разработках и соответствует современному уровню разработок в данной области.

Полученный КМКМ, состава «алюмооксидная субмикроразмерная матрица, армированная наночастицами гексаалюмината лантана», обладающий, за счет оптимизации параметров «состав-структура-дисперсность», повышенными характеристиками прочности на изгиб и вязким характером разрушения - значения прочности на изгиб до 700 МПа и трещиностойкость K_{Ic} порядка 8-9 МПа * м^{0,5}, может быть использован в машиностроении.

Однако, несмотря на достигнутые довольно высокие свойства данного материала, необходимость их улучшения по отношению к хрупкому катастрофическому характеру разрушения, могут быть улучшены, введением в материал наноразмерных волокнистых элементов.

Нами разработан оригинальный способ получения нановолокон чистого алюмооксидного состава с использованием гелей гибридного (органо-неорганического состава). Формирование и рост волокна протекает самопроизвольно, не требуя затрат энергии, кроме обжига для удаления органического компонента.

Определены условия и отработана методика получения КМК нанокompозитов указанного состава. Изучена структура нанокompозитов, содержащих наночастицы гексаалюмината лантана, оксида алюминия и наноразмерное алюмооксидное волокно.

ВОЛОКНО ГИБРИДНОГО СОСТАВА – РЕЗУЛЬТАТ САМООРГАНИЗАЦИИ ОРГАНО - НЕОРГАНИЧЕСКОГО НАНОКОМПОЗИТА

Б.Н.Дудкин, П.В.Кривошапкин

Институт химии Коми НЦ УрО РАН, e-mail: dudkin-bn@chemi.komisc.ru

Гибридные наноконпозиты, которые формируются не посредством ковалентной химической связи компонентов, а с участием сил Ван-дер-Ваальса, водородной связи или взаимодействий гидрофобно-гидрофильного характера, наиболее интересны для практического использования. Разработка синтезов таких наноконпозитов, в основу которых положены процессы самосборки отдельных наночастиц в наноструктуры различных типов, является одной из фундаментальных задач нанотехнологий. В таких системах реализуется механизм самоорганизации, протекающей вследствие проявления взаимодействий гидрофобно-гидрофильного характера компонентов.

Использование золь - гель состояния в *in situ* синтезе органо-неорганического композита, когда компоненты одновременно формируются в общей реакционной среде, приводит к «гомогенному» составу системы.

В работе [1], нами описан способ синтеза твердого, порошкообразного, гибридного наноконпозита. В основу способа положен синтез наночастиц оксида алюминия в водной аммиачно-формальдегидной среде. Формально, данный процесс можно рассматривать как гомогенное формирование наноразмерных частиц оксида алюминия в водном растворе полимера.

Изучение поведения гелей, полученных диспергированием композита в воде, показало, что в процессе старения в них протекают процессы, приводящие к самопроизвольному формированию и росту на их поверхности волокон, диаметром 2-5 мкм длина которых достигает 3-8 см. Вероятно, рост волокна отражает процесс самоорганизации системы.

Состав волокна указывает на его, преимущественно, азотную основу. Присутствие углерода обусловлено сорбцией олигомерных форм параформальдегида частицами оксида, вероятно, по механизму хемосорбции. Исходя из результатов анализа, количество адсорбированного параформальдегида не превышает емкости монослоя.

Спонтанный рост волокна отражает процесс эволюции (самоорганизации) сложной по составу, неравновесной системы, какими являются гели, в результате чего возникают и развиваются упорядоченные структуры. Движущей силой самоорганизации является синергизм поведения отдельных элементов системы, хаотически ведущих себя на субмикроруровне. Мы считаем, что синергизм азотсодержащих компонентов возникает, как результат нарушения баланса гидрофобно-гидрофильных взаимодействий компонентов, в процессе концентрирования системы до твердого состояния, приводящего к появлению коацерватов.

Коацервация приближает концентрации компонентов системы к равновесным, а коалесценция коацерватов приводит к фазовому расслоению системы. Таким образом, коацерваты выступают в качестве центров роста волокон органо-неорганического состава. Образование коацерватов не приводит к упрочнению структуры композита, так как они формируются посредством сил гидрофобно-гидрофильного характера.

Отметим, что задача получения нановолокна алюмооксидного состава сложна, актуальна и до сих пор не имеет удовлетворительного решения в производстве. Возможно, найденный нами способ получения такого волокна может быть развит в производственную технологию.

[1] Дудкин Б. Н., Кривошапкин П. В., Лукша В. Г. // Коллоидный журнал, 2006. – Т. – 68. – №1.- С. 46 – 50.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНЫХ ИОНОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ И МИГРАЦИЮ ПРОДУКТОВ ФОТОХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ В AgHal

Д.В.Дягилев, Ф.В.Титов, А.А.Владимиров, К.А.Бодак,
У. В.Шараева, Б.А.Сечкарев

*Кемеровский государственный университет
e-mail: sechkar@kemsu.ru*

Многие из давно известных процессов и материалов фактически основаны на нанопроцессах. Одной из таких областей является научная фотография. Процессы протекающие в объеме и на поверхности AgHal по размерным эффектам относятся к области нанотехнологии. В частности создание центров в матрице AgHal, допированием примесными ионами, способных к обратимому концентрированию продуктов фотолиза.

Допирование AgHal позволило исследователям управлять протеканием фотопроцесса в светочувствительных системах на их основе. Наибольшее внимание при этом уделялось металлам платиновой группы, особенно ионам Ir(III). Несмотря на это, механизмы многих явлений не являются понятными, а попытки их описания не имеют должной оценки.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния комплексных соединений $Cs_3[IrA_xB_{6-x}]$, где A, B = Br; Cl, x = 0; 1 на процессы образования центров скрытого изображения (СИ) в несенсибилизированных МК AgBr.

Примесные центры в МК AgBr оказывают влияние на фотопроект следующим образом:

1. Служат временными ловушками электронов, что приводит к снижению вероятности рекомбинации;
2. Играют роль центров образования внутренних субцентров СИ, которые в дальнейшем мигрируют на поверхность последовательными электронно-ионными стадиями.
3. Выступают в роли центров образования внутреннего СИ. В данном случае происходит увеличение глубинной чувствительности.

Наибольшее отклонение от закона взаимозаменяемости имеют недопированная эмульсия и допированная ионами $[IrBrCl_5]^{3-}$. Можно утверждать, что центры созданные ионом $[IrBrCl_5]^{3-}$ создают преимущественно внутренние стабильные центры СИ, не участвующие в образовании поверхностного СИ. Допирование ионами $[IrBr_6]^{3-}$ и $[IrBr_5Cl]^{3-}$ снимает эффект невзаимозаменяемости при низкой освещенности, что позволяет говорить о возможности протекания процесса по механизму 2. При экспонировании светом низкой интенсивности происходит разрушение поверхностных центров СИ [1], при этом высвободившиеся электроны и ионы Ag^+ могут захватываться внутренними центрами, созданными примесными центрами. Далее в темновой стадии происходит миграция внутренних центров СИ к поверхности.

На основании полученных данных можно сделать вывод о роли примесных ионов Ir(III) в качестве глубинных центров, способных при низкой освещенности эффективно концентрировать фотолитическое серебро. Способность же участвовать внутренних центров в формировании СИ на поверхности зависит от ближнего окружения примесного иона (лигандов).

[1] Мейкляр П. В. Физические процессы при образовании скрытого фотографического изображения // М.:Наука. 1972.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ТОНКИХ ПЛЕНОК СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА НА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПОДЛОЖКАХ

С.В.Еремеев¹, С.С.Кульков², С.Е.Кулькова^{1,2}

¹ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический 2/1, Томск, 634021*

² *Томский государственный университет, пр. Ленина 36, Томск, 634050
e-mail: kulkova@ispms.tsc.ru*

Ферромагнитные сплавы Гейслера, состава X_2YZ , где X, Y – переходные металлы, а Z – элементы III-V группы, обладающие важными магнито- механическими свойствами такими как магнитный эффект памяти формы, сверхпластичность и другие, интенсивно изучаются в последнее десятилетие как экспериментальными, так и теоретическими методами. Некоторые полные сплавы Гейслера проявляют полуметаллическое поведение, как и сплавы Гейслера состава XYZ , когда присутствуют электронные состояния на уровне Ферми только для одного направления спина, а для другого направления спина наблюдается щель, что ведет к 100 % поляризованной металлической проводимости. Многие сплавы Гейслера имеют структурные параметры близкие к параметрам полупроводников GaAs, InAs, Ge и могут эпитаксиально расти на поверхности (001). Температура полупроводниковой подложки существенно влияет на реакции на границах раздела, структуру и чистоту кристаллов, магнитное и атомное упорядочение. На поверхности, как и на границах раздела, может наблюдаться потеря полуметаллического поведения. Структура и состав поверхностных и интерфейсных слоев существенно влияет на магнитное поведение тонких пленок. Для многих технологических приложений, в частности в спинтронике, необходимо контролировать рост пленок и минимизировать реакции на границах раздела, а также исследовать структурные, магнитные, кинетические свойства гибридных систем со сплавами Гейслера. В этой связи проблема локальных магнитных свойств является одной из наиболее важных в физике этих материалов. Нуждается в микроскопическом понимании взаимосвязь магнетизма и структуры в полных и полуметаллических сплавах Гейслера.

В настоящей работе представлены результаты систематического первопринципного изучения электронных и магнитных свойств в рядах сплавов Гейслера с изменением их состава и структуры, а также в тонких пленках на полупроводниковых подложках (GaAs, InP). Особое внимание уделяется исследованию влияния структурных дефектов на магнитное поведение тонких пленок сплавов Ni_2MnGa , Ni_2FeGa , $Co_2MnGa(Si)$ и других на подложке GaAs(001). Рассматриваются различные промежуточные слои между металлическими пленками и полупроводниковой подложкой. Изучены электронные и магнитные свойства границ раздела $XMnSb/InP(GaAs)$. Обсуждается влияние состава и структуры поверхностных и интерфейсных слоев на изменение магнитных свойств тонких пленок. Показано, что на поверхности увеличение магнитного момента обусловлено изменением координационного числа ближайших соседей и уменьшением гибридных эффектов между переходными металлами.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 05-02-16074).

ТВЕРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ В ТОНКИХ ПЛЁНКАХ Al/Au

С.М.Жарков

Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, 660036, Красноярск, Россия
e-mail: zharkov@iph.krasn.ru

Развитие микроэлектроники связано с интенсивным внедрением в неё тонкоплёночных элементов. Твердофазные реакции могут стать существенным фактором, влияющим на микроструктуру и фазовый состав тонких плёнок в процессе эксплуатации интегральных схем и других элементов электроники. Одной из отличительных особенностей твердофазных реакций в тонких плёнках является то, что они инициируются при температурах существенно ниже, чем в массивных материалах.

В настоящей работе исследованы процессы твердофазного синтеза в тонких двухслойных плёнках Al/Au. Плёнки получены методом термического испарения в вакууме $5 \cdot 10^{-6}$ мм.рт.ст., последовательным осаждением слоёв Au и Al на различные подложки (стекло, слюда, NaCl и др.), находящиеся при комнатной температуре ($T_{\text{подл.}}=17^\circ\text{C}$). Толщины исследованных плёнок – $40 \div 90$ нм (Au – 20-30 нм; Al – 20-60 нм). Исследования структуры плёнок и фазовый анализ проведены методами просвечивающей и дифракционной электронной микроскопии на просвечивающем электронном микроскопе ПРЭМ-200.

Электронно-микроскопические исследования плёнок Al/Au в исходном состоянии показали, что плёнки состоят из кристаллитов размером ≈ 10 -20 нм. В результате расшифровки картин дифракции электронов установлено, что в плёнке присутствуют следующие фазы: Au (JCPDS 04-0784; Fm $\bar{3}$ m; $a=4.08 \text{ \AA}$); и, Al (JCPDS 04-0787; Fm $\bar{3}$ m; $a=4.05 \text{ \AA}$). Твердофазный синтез в исследованных плёнках инициирован различными методами – реакционной диффузией (нагрев в вакууме со скоростью порядка $1^\circ\text{C}/\text{сек}$); тепловой взрыв (нагрев в вакууме со скоростью до $20^\circ\text{C}/\text{сек}$); нагрев электронным пучком в просвечивающем электронном микроскопе. Установлено, что твердофазный синтез в исследованных плёнках наблюдается уже при нагреве до $T_{\text{подл.}}=50^\circ\text{C}$, однако, при этой температуре реакция проходит только в небольшом слое на границе раздела Al/Au. Однако, уже при $T_{\text{подл.}}=60^\circ\text{C}$ в плёнке Al/Au толщиной 60 нм, всего за 1 мин. весь слой золота толщиной 20 нм вступает в реакцию. Обнаружено, что твердофазный синтез в двухслойных тонких плёночных образцах Al/Au может протекать в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). СВС наблюдается при быстром нагреве плёнок в вакууме со скоростью до $20^\circ\text{C}/\text{сек}$. В зависимости от температуры и скорости нагрева, волна СВС проходит по плёнке со скоростью 0.1-1 см/с. Показано, что при инициировании синтеза в плёнках Al/Au путём нагрева электронным лучом первой формируется фаза Al $_2$ Au $_5$ (JCPDS 32-0014; R $\bar{3}$ c; $a=7,71(9) \text{ \AA}$, $c=41,9(6) \text{ \AA}$), что соответствует расчётам, выполненным в работе [1], и экспериментальным наблюдениям [2].

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 06-03-32970).

- [1] С.С. Theron, О.М. Ndwandwe, J.C. Lombaard, R. Pretorius // Mat.Chem. & Phys., 1996.- V. 46.- P. 238.
- [2] G. Majni, C. Nobili, G. Ottaviani, M. Costato, E. Galli // J. Appl. Phys., 1981.-V. 52.- P. 4047.

ЗАВИСИМОСТЬ СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ НАНОПОРОШКОВ ГЕКСАФЕРРИТА $Ba_2Zn_2Fe_{12}O_{22} (Zn_2Y)$ ОТ РЕЖИМОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

В.А.Журавлев, Е.П.Найден, О.А.Доценко

Томский государственный университет

e-mail: ptica@elefot.tsu.ru

Обработка порошковых ферромагнетиков гексагональной структуры в высокоэнергетических мельницах типа МВП приводит к изменению их магнитных свойств. В зависимости от энергонапряженности при помоле происходит не только измельчение частиц до субмикронных и нанометровых размеров, сопровождающееся возрастанием роли возмущенного поверхностного слоя и переходом наноразмерных частиц в состояние, обладающее типичными чертами суперпарамагнитного или спин – стекольного состояний, но и механическая активация (МА) порошков. Под МА мы подразумеваем следующие процессы: появление упругих напряжений, которые могут приводить к изменению анизотропии частиц; распад гексагональной фазы и образование новых, либо состоящих из шпинельных блоков исходной фазы, либо из-за протекания механохимических реакций; образование при больших временах обработки рентгеновски аморфной фазы.

В данной работе приводятся результаты исследований динамики изменения структурных и магнитных свойств порошков гексаферрита Zn_2Y от времени МА. Использовались два режима обработки: «мягкий» – энергонапряженность при помоле 15g и «жесткий» – 65g. При этом отношение массы шаров к массе порошка составляло 5:1 и 20:1, соответственно.

Структурные исследования проведены на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD 6000, $CuK\alpha$ -излучение. Определялись фазовый состав и параметры кристаллической решетки, а также размер областей когерентного рассеяния (L_c , L_a), соответствующих среднему размеру частиц. Оценены величины внутренних упругих микронапряжений решетки. Наличие рентгеновски аморфной фазы и ее процентное содержание определялось по интенсивности малоуглового диффузного рассеяния. Измерения магнитных свойств порошков включали в себя снятие температурных зависимостей начальной магнитной проницаемости $\mu_0(T)$ и спектров ферромагнитного резонанса (ФМР) в диапазоне частот 27 – 37 ГГц при комнатной температуре.

Согласно исследованиям ФМР, с увеличением времени обработки происходит уменьшение интенсивности резонанса от основной гексагональной фазы, сопровождающееся появлением и увеличением интенсивности резонанса от низкоанизотропной фракции, которая может состоять из шпинельных блоков исходной фазы, суперпарамагнитной или спин – стекольной фазы, а также рентгеновски аморфной фазы. Считая, что отношение интенсивностей резонансов от гексагональной и низкоанизотропной фракций пропорционально их объему, было проведено сопоставление данных ФМР по отношению интенсивностей с отношением объемов фаз, даваемым рентгенофазовым анализом. При «мягком» режиме обработки они хорошо согласуются. У порошков, обработанных по «жесткому» режиму, с ростом времени обработки наблюдается существенное расхождение данных ФМР и рентгенофазового анализа, которое объясняется образованием суперпарамагнитной или спин – стекольной фазы, отсутствующей при «мягком» режиме обработки. Переход при больших временах обработки основной массы порошка в это состояние подтверждается измерениями $\mu_0(T)$.

НОВЫЕ MoO_3 НАНОСТЕРЖНИ

Г.С.Захарова, В.Л.Волков

Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург
e-mail: volkov@ihim.uran.ru

Триоксид молибдена проявляет каталитические, сенсорные, фото- и электрохромные свойства, которые существенно зависят от размера и морфологии вещества. Поэтому исследования по синтезу этого оксида в наноразмерном состоянии весьма актуально. Известно получение наностержней MoO_3 в гидротермальных условиях с использованием аминов $\text{C}_n\text{H}_{2n+1}\text{NH}_2$ или цетилтриметиламмоний бромид $[\text{Me}(\text{CH}_2)_{15}\text{NMe}_3]\text{Br}$ в качестве темплата.

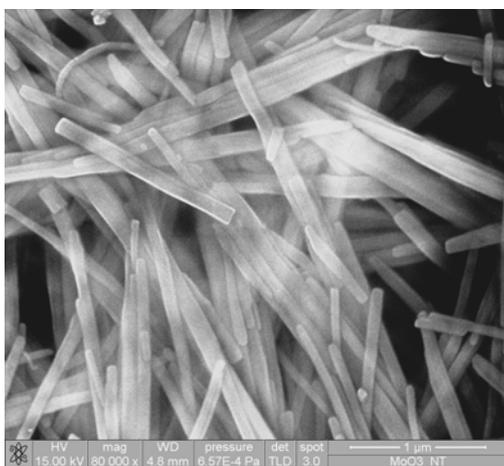


Рис.1. СЭМ изображения $\text{MoO}_{3-\delta}$ наностержней.

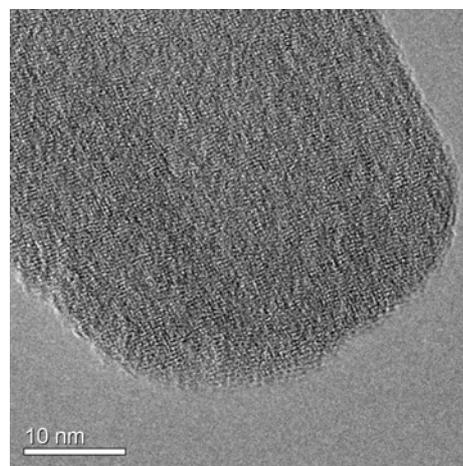


Рис.2. ПЭМ высокого разрешения $\text{MoO}_{3-\delta}$ наностержней.

Настоящее сообщение содержит результаты по синтезу, определению морфологии, фазового состава и свойств наностержней триоксида молибдена, полученного безтемплатным методом. По данным рентгенофазового анализа синтезированные наноразмерные образцы $\text{MoO}_{3-\delta}$ относятся к орторомбической сингонии (пр. гр. *Pbmm*) с параметрами кристаллической решетки $a = 3.9509 \text{ \AA}$, $b = 13.8556 \text{ \AA}$, $c = 3.7000 \text{ \AA}$. Сильные дифракционные рефлексы $0k0$ указывают на анизотропный рост $\text{MoO}_{3-\delta}$ вдоль оси c . Согласно электронно-микроскопическим исследованиям образцы полностью состоят из одиночных наностержней диаметром 60 – 90 нм и длиной несколько мкм (рис.1). ПЭМ высокого разрешения показала, что поверхность наностержней неровная и не содержит аморфные примесные фазы (рис.2). Энергодисперсионный анализ подтвердил наличие лишь атомов Mo и O. Наностержни $\text{MoO}_{3-\delta}$ термически устойчивы до 400°C . Исследования магнитной восприимчивости в температурном интервале 2÷400 К показали слабый рост восприимчивости по закону Кюри-Вейса, характерный для парамагнетиков без каких-либо характерных особенностей.

Проект РФФИ 07-03-00032.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ МОНОЛИТНЫХ НАНОКОМПЗИТОВ В СИСТЕМЕ КОМПЛЕКСЫ Ru (2+) – КРЕМНЕЗЕМ.

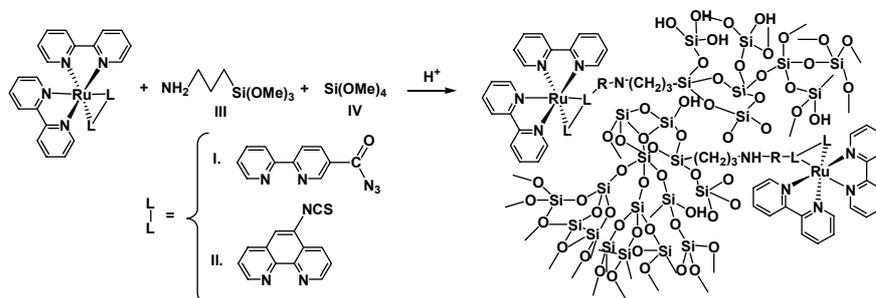
А.В.Здравков, Л.Ф.Чепик, Н.Н.Химич.

*Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН, Россия, 199155, Санкт-Петербург, ул. Одоевского 24 корп. 2
e-mail: Khimich@isc.nw.ru*

Термически и химически стабильные полипиридиновые комплексы рутения (II) обладают интересными фотофизическими, фотохимическими и электрохимическими свойствами. Это позволяет использовать их для получения фоточувствительных устройств, полупроводников и катализаторов. Практическое применение подобных структур связано с внедрением их в полимерную органическую или неорганическую матрицу. При этом однородность и стабильность образующихся композитов определяется исключительно возможностью химического связывания компонентов системы.

Целью нашей работы было получение таких материалов в виде монолитных органо-неорганических гибридов комплексов рутения (I, II) с кремнеземной матрицей, синтезируемой золь-гель методом гидролиза тетраметоксисилана (IV) и поликонденсацией образующихся соединений, а также исследование физико-механических и оптических свойств образующихся наноконкомпозитов.

Для синтеза гибридов были использованы комплексы Ru (2+), которые содержали ацилазидную и изотиоцианатную группу (I, II):



Химическое связывание компонентов осуществляли добавлением в золь-гель систему сшивающего агента 3-(триметоксисил)пропиламина (III). Для формирования монолитных образцов был использован метод, подробно описанный нами ранее [1]. Он заключался в оптимизации условий гидролиза IV и поликонденсации образующихся соединений путем изменения кислотности среды по мере протекания золь-гель процесса с одновременным удалением образующегося спирта в виде легколетучих соединений. Для полученных образцов определены плотность, пористость и микротвердость, записаны спектры поглощения и люминесценции и проведен их термоанализ.

Итак, нами синтезированы монолитные наноконкомпозиты в системе органический комплекс рутения (II) – кремнезем, компоненты которых химически связаны между собой. Замена органической матрицы на кремнеземную позволила улучшить оптические свойства получаемых материалов и повысить их термостабильность.

Финансовая поддержка работы осуществлялась Российским фондом фундаментальных исследований (проект № 06-03-33002-а).

[1]. Химич Н.Н., Вензель Б.И., Коптелова Л.А., Дроздова И.А. // ЖПХ. 2004.- Т. 77. № 2.- С. 294-298.

СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ЗОЛЕЙ ГИДРАТИРОВАННЫХ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ

Т.М.Зима, Н.И.Бакланова, Н.З.Ляхов

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН
e-mail: Zima@solid.nsc.ru, baklanova@solid.nsc.ru

Получение пористой проницаемой керамики с регулируемой величиной пор в нанометровом диапазоне является важной задачей создания принципиально новых высокоэффективных мембранных устройств. Мезопористые мембранные устройства на основе гибридных материалов, совмещающих органическую и неорганическую фазы, могут быть использованы для глубокого селективного разделения и выделения горячих газообразных веществ, а также в качестве чрезвычайно востребованных в медицине и биологии “регулируемых” мезоструктурированных материалов для получения новых форм лекарственных препаратов, коррекции металлодефицитных состояний организма и т.д.

Проницаемые нанодисперсные материалы с высокоупорядоченной мезопористой структурой, полученные из модифицированных различными органическими добавками золь гидратированных оксидов металлов (алюминия, циркония, титана и их смесей), охарактеризованы методами адсорбционного, рентгенофазового, энергодисперсионного анализов, сканирующей электронной микроскопии и др. Показано, что наноструктурированные оксиды имеют узкое распределение дифференциального объема мезопор по диаметрам, сохраняющееся при $T=500$ °С в течение длительного времени. При $T>500$ °С мезопористая структура сформированных оксидов обладает значительно большей термической стабильностью по сравнению с мезопористой структурой тех же оксидов, полученных из немодифицированных золь. Регулирование соотношения объема мелких пор к объему крупных в бипористых системах дает возможность в пределах заданной мезопористой структуры, не затрагивая размера пор и характера их распределения, увеличивать объем пор того или иного диаметра.

СТРУКТУРА, МИКРОТВЁРДОСТЬ, ПРОЧНОСТЬ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ ПЛЁНОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ Mo-Cu

В.М.Иевлев, Е.К.Белоногов, А.А.Максименко

Воронежский государственный технический университет

e-mail: aaabbbccc.80@mail.ru

Исследована зависимость микротвёрдости, прочности и характера разрушения многослойных пленочных композитов Mo-Cu от толщины составляющих слоёв.

Многослойные гетероструктуры Mo-Cu толщиной 4-12 мкм создавали методом электронно-лучевого (ЭЛИ) испарения и конденсации Mo и Cu в вакууме $3 \cdot 10^{-3}$ Па на подогретые до 573К пластины SiO₂/Si и фторфлогопита. Для исследования микротвёрдости, в качестве подложки использовали отожженные медные полированные пластины толщиной 4 мм. Толщину слоёв от 10нм до 1мкм задавали, исходя из скорости конденсации (~ 5 нм·с⁻¹). После конденсации на медные пластины, часть образцов подвергали отжигу в вакууме в течении 2-х часов при температурах 720К и 890К. Субструктуру и ориентацию исследовали методами ПЭМ (ЭМ125) и ДБЭО (ЭГ100М); рельеф поверхности - методами АСМ на приборе Solver-P47.

Исследования прочностных характеристик проводили на электронно-механической разрывной машине INSTRON 3382 (ИМЕТ им.Байкова) при постоянной скорости перемещения захватов 0,5 мм/с. Поверхности разрушения исследовали методами РЭМ (JEOL JSM 6380 LV).

Микротвёрдость определяли на приборе ПМТ-3, расчёт истинных значений микротвёрдости плёнок проводили согласно методике, приведённой в[1].

Установлено следующее:

1. Шероховатость поверхности многослойной структуры Mo-Cu определяется рельефом слоя меди.
2. Микротвёрдость многослойной структуры Mo-Cu при толщине составляющих слоёв в интервале 10 – 100нм существенно выше.
3. Размеры латеральной неоднородности рельефа не изменяются в процессе изотермического отжига (870К 2 часа).
4. Микротвёрдость образцов подвергнутых отжигу ниже, чем исходных.
5. Предел прочности плёночной многослойной гетероструктуры Mo-Cu растёт с уменьшением толщины сплошных слоёв.

Таблица. Предел прочности (σ_b) и относительное сужение (ψ) для гетеросистемы Mo-Cu в зависимости от толщины составляющих слоёв (d).

d, нм	1000	330	120	15	10
σ_b , МПа	273	373	525	916	182,3
ψ , %	5,7	6,8	4	10,7	---

[1] Баринов С.М., Комлев В. С. Биокерамика на основе фосфатов кальция /; Институт физико-химических проблем керамических материалов. - М. Наука, 2005. - 204 с.

СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ФОТОННОЙ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССОВ

В.М.Иевлев, С.Б.Кущев, С.В.Канныкин, С.А.Солдатенко,
Е.Н.Федорова

Воронежский государственный технический университет
e-mail: ievlev@ns1.vstu.ac.ru

В представленной работе показана возможность синтеза методом импульсной фотонной обработки (ИФО) наноструктурированных покрытий силицидов гетеросистемы Pt-Ni-Si, оксидов никеля и карбида кремния.

ИФО проводили излучением импульсных ксеноновых ламп со спектральным диапазоном $\lambda = 0,2 - 1,2$ мкм пакетами импульсов длительностью 0,01 с в течение 1-2 с в режимах, обеспечивающих плотность поступающей на образец энергии излучения $E_{\text{и}} = 2 \div 400$ Дж·см⁻². Для выявления эффекта коротковолновой части спектра излучения исследовались покрытия, сформированные ИФО на облученной и необлученной стороне кремниевых пластин толщиной около 0,4 мм. При такой постановке эксперимента на обеих сторонах пластин синтез покрытий проводился в эквивалентных температурных режимах.

Силициды Pt-Ni-Si. Методом ИФО исходных гетеросистем из пленок соответствующих металлов на (111)Si синтезированы наноструктурированные многослойные композиты (111)Si/Ni_{1-y}Pt_ySi/ Pt_{1-x}Ni_xSi/ PtNiSi/Pt-Ni и (111)Si/ PtNiSi/Pt-Ni. Показано, что высокая дисперсность пленок сложных силицидов обусловлена трехпозиционным зарождением силицидных фаз на (111)Si. Путем сравнения результатов ИФО в эквивалентных температурных режимах, продемонстрировано ускоряющее действие на твердофазную реакцию коротковолновой области спектра излучения.

Карбид кремния. Показана принципиальная возможность синтеза нанокристаллических структур SiC кубической модификации (3С) при ИФО монокристаллических пластин кремния в среде углеродосодержащих газов. Образующийся композит состоял из эпитаксиальных нанокристаллов SiC и кремний-углеродных кластеров.

Оксид никеля. Методом ИФО гетероструктур Ni/ SiO₂/ Si (0,4 мм)/ SiO₂/ Ni на воздухе синтезирован нанокристаллический оксид никеля. Дисперсность, полученных на обеих сторонах пластины покрытий, выше дисперсности оксидных пленок, сформированных в процессе термического отжига. Наблюдаемый факт связан с высокой скоростью нагрева и охлаждения при синтезе NiO методом ИФО. Показано, что скорость окисления в условиях действия коротковолновой части спектра излучения снижается при $E_{\text{и}} \geq 155$ Дж·см⁻².

На основании полученных экспериментальных результатов можно сделать вывод, что ИФО в большинстве случаев ускоряет взаимную диффузию, и способствует формированию наноструктур.

Работа выполнена при поддержке 06-03-96503р – центр – ОФИ.

ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ПОРОШКА БЕМИТА

А.Ф.Ильющенко, Л.В.Судник, С.Б.Виолентий, Ю.А.Мазалов¹, А.В.Берш¹

*ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАН Беларуси, Минск,
e-mail: lsudnik@tut.by*

¹ *ООО «Алюм», Россия, Москва*

Создание новых высокотемпературных процессов и установок, повышение интенсивности работы существующих агрегатов, развитие электронной, приборостроительной, ядерной техники и энергетики приводят к возрастающей роли оксидной керамики, наиболее перспективной из которой является алюмооксидная. Производство и использование алюмооксидной керамики является перспективным, так как оксид алюминия обладает термической, химической и механической устойчивостью, высокой технологичностью, позволяющей изготавливать из оксида алюминия разнообразные изделия от беспористых (спеченные материалы) до высокопористых (теплоизоляционных), при этом могут использоваться все известные способы формования.

Анализ источников научно-технической и патентной информации по сборникам "Изобретения в СССР и за рубежом" 1998-2003 гг. "Патенты России" 1998-2003 гг. "Изобретения за рубежом" 1998-2003 гг., пресс-информации "Порошковая металлургия", материала международных конференций по керамическим материалам, проспектам фирм производителей алюмооксидной керамики показал, что при получении порошков различными методами золь-гельными, оксихлоридным, плавильным, восстановлением, сверхскоростным высокотемпературным плазмохимическим и др. ключевым является вопрос о получении дисперсности и структуры порошка, позволяющих реализовать конечные изделия и материал с оптимальными свойствами. Требованиям сегодняшнего дня отвечают высокодисперсные порошки оксида алюминия активных форм $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\gamma\text{-AlOOH}$.

В работе предлагают новые способы (доведенные до промышленной технологии) получения методом сверхкритического водного окисления наноструктурированного порошка оксида и гидроксида алюминия.

При сверхкритических параметрах воды ($T_{кр}=374,2$ °С, $P_{кр}=217,6$ атм.) почти полностью разрушаются водородные связи и молекулы воды не проявляют взаимосвязанности. Из полярной жидкости вода превращается в неполярную среду, скорость диффузии возрастает, а ее окисляющая способность резко увеличивается. В водных средах при сверхкритических параметрах состояния коэффициенты диффузии очень велики, а сопротивление массообмену практически отсутствует, так что обеспечиваются все условия для быстрого протекания реакций. Скорость реакций при сверхкритических параметрах водной среды соизмерима со скоростью аналогичных реакций при горении топлив на воздухе с температурой во фронте горения 2300-2800 К.

В результате теоретических расчетов и экспериментальных исследований установлено, что при сжигании 1 кг алюминия (стоимостью 5-6 дол.США/кг) в водных средах наряду с тепловой энергией (17,1 МДж) выделяется большое количество высокочистого водорода ($1,2 \text{ нм}^3$) и образуется более 2 кг особочистых нанокристаллических оксидов и гидроксидов алюминия, рыночная стоимость которых 50-400 \$/кг.

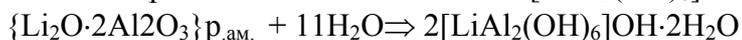
**ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА
ОСНОВЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МЕТАЛЛОВ,
РАСПРЕДЕЛЕННЫХ В ОКСИДНОЙ МАТРИЦЕ, С ВОДОЙ**

В.П.Исупов, Л.Э.Чупахина, Р.П.Митрофанова, Е.В.Старикова
И.С. Аборнев, О.Н. Мартьянов, В.Ф. Юданов

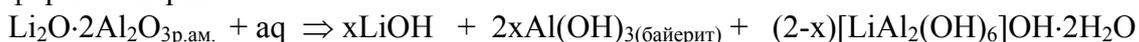
ИХТТМ СО РАН, ИК СО РАН
e-mail: isupov@solid.nsk.su

Исследование взаимодействия металлсодержащих композитов, полученных при термолитизе слоистых двойных гидроксидов (СДГ), содержащих комплексоны переходных металлов (Ni, Co), с водой и водными растворами реагентов представляет интерес с точки зрения выяснения перспектив создания высокодисперсных систем, состоящих из ферромагнитных частиц переходных металлов и интеркаляционных матриц слоистого типа. Такие композиты могут быть использованы как магнитные носители лекарственных препаратов, ферромагнитные сорбенты, компоненты магнитных жидкостей.

В работе приведены экспериментальные данные по взаимодействию металлсодержащих композитов, полученных при термолитизе слоистых двойных гидроксидов $[\text{LiAl}_2(\text{OH})_6]_2[\text{Medta}] \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ и $[\text{M}_{0,44}\text{Al}_{0,56}(\text{OH})_2][\text{M}(\text{edta})] \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ($\text{M} = \text{Ni}, \text{Co}$) с парами воды, жидкой водой, а также водными растворами солей лития. Показано, что обработка литийсодержащих композитов парами воды при комнатной температуре приводит к взаимодействию рентгеноаморфного алюмината лития $\{\text{Li}_2\text{O} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3\}$, присутствующего в этом композите, с водой с образованием гидроксидной формы двойного гидроксида алюминия и лития $[\text{LiAl}_2(\text{OH})_6]\text{OH} \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ по реакции:



Процесс образования гидроксидной формы протекает и в случае взаимодействия этих композитов с жидкой водой, но в этом случае наблюдается частичный выход лития в раствор в форме гидроксида лития и появление тригидроксида алюминия в форме байерита:



Исследованы изменения спектров ФМР в процессе гидрохимической обработки металлсодержащих композитов. Анализ изменения спектров позволяет предположить возможность частичного окисления металлической фазы при этом процессе.

Изучено взаимодействие металлсодержащих композитов, полученных при термолитизе двойных гидроксидов $\text{M}_2\text{Al} \cdot \text{M}(\text{edta})$ ($\text{M} = \text{Co}, \text{Ni}$), с жидкой водой при комнатной температуре. Показано, что в случае никельсодержащего композита это взаимодействие приводит к образованию байерита, чего не наблюдается для кобальтсодержащей системы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №06-03-32107), программы Президиума РАН (проект 8.16), а также проекта 5.7.3. программы отделения химии и науки о материалах «Химия и физико-химия супрамолекулярных систем и атомных кластеров».

МАГНИТНЫЕ КОРРЕЛЯЦИИ В НАНОКОМПОЗИТАХ $(\text{Fe}_{41}\text{Co}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$

Р.С.Исхаков¹, С.В.Комогорцев¹, Е.А.Денисова¹, Л.А.Чеканова¹, Ю.Е.Калинин²,
А.В.Ситников², Д.Н.Кравцов³

¹Институт физики им. Л.В.Киренского СО РАН, г.Красноярск, rauf@iph.krasn.ru

²Воронежский Технический Университет, г. Воронеж

³Красноярский Государственный Университет, г.Красноярск

Пленки исследуемых наноконкомпозитов $(\text{Fe}_{41}\text{Co}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$ представляют собой сложную систему, состоящую из наногранул аморфного ферромагнитного сплава $\text{Fe}_{41}\text{Co}_{39}\text{B}_{20}$, расположенных случайным образом в диэлектрической (немагнитной) матрице, с содержанием металлического (магнитного) компонента 30 -70 об.%. Наноконкомпозиты $(\text{Fe}_{41}\text{Co}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$ были получены методом ионно-лучевого распыления. Взаимодействие магнитных наночастиц (размером ~ 10 нм) в немагнитной матрице во многом определяет различные физические свойства этих материалов. В частности, это взаимодействие формирует микромагнитную структуру данных материалов, вид и характеристики которой определяют многочисленные особенности магнитных свойств данных наноструктур. В этой работе мы исследовали взаимосвязь размера области магнитных корреляций (стохастических доменов состоящих из магнитных наночастиц) в наногранулированных пленках $(\text{Fe}_{41}\text{Co}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$ при прохождении объемной концентрации магнитной фазы через пороги перколяции. Для этого исследовались магнитные свойства и характеристики микромагнитной структуры двухфазных наноконкомпозитов FeCoB-SiO_2 в широкой области концентраций ферромагнитной фазы.

Исследование спектров ФМР в пленках, полученных в различных геометриях эксперимента, выявило характерную концентрацию перехода $X \sim 36\%$ от состояния изотропного композита к ферромагнитной пленке. В наноконкомпозитах $(\text{Fe}_{41}\text{Co}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$ при $X > 52\%$ зарегистрированы спектры спин-волнового резонанса.

Размер области магнитных корреляций (стохастического магнитного домена) и эффективная анизотропия в них, а также пространственная размерность этой спиновой системы были определены методом, основанным на прецизионном измерении кривой приближения намагниченности к насыщению. Кривые приближения намагниченности к насыщению в наноконкомпозитах $(\text{Fe}_{41}\text{Co}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$ для всех значений X характеризуются акуловской зависимостью $M(H) \sim (H)^{-2}$ в полях больше $3 \div 6$ кЭ, что позволило нам вычислить для этих сплавов величину среднеквадратичной флуктуации поля локальной магнитной анизотропии. Величина H_a уменьшается с увеличением концентрации металлической фазы. В диапазоне от 1 до $3 \div 6$ кЭ приближение намагниченности к насыщению осуществляется как $M \sim H^a$, где $a \approx 0,5$ для $X > 39\%$ (эта зависимость указывает на то, что сплав $\text{Fe}_{41}\text{Co}_{39}\text{B}_{20}$ находится в нанокристаллическом состоянии); при $X < 39\%$ показатель a изменяется в пределах 1-1,4 (т.е. гранулы металлической фазы имеют фрактальную размерность). Величина поля, при котором происходит смена степенных зависимостей $H_{ex} = 2A/MR_c^2$, позволяет оценить величину корреляционного радиуса случайной анизотропии R_c .

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ В СИСТЕМЕ Co-Cu.

Р.С.Исхаков¹, Л.А.Кузовникова², С.В.Комогорцев¹, Е.А.Денисова¹

¹*Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск, rauf@iph.krasn.ru*

²*Филиал Иркутского государственного университета путей сообщения в
г. Красноярске*

При механосинтезе материалов с положительной теплотой смешения сплавообразование управляется как термодинамическими, так и кинетическими факторами. Механическое сплавление в системах с положительной теплотой смешения представляется как многостадийный процесс. На первой стадии происходит деформация и диспергирование исходных компонентов смесей металлов так, что возникает большая площадь контакта исходных компонентов. Это приводит к образованию наноразмерных слоистых композитных структур. На второй стадии при определенных условиях (высокая энергонапряженность процесса, продолжительный перемол) за счет генерации неравновесных дефектов синтезируются метастабильные твердые растворы. Механизм, по которому образуются пересыщенные твердые растворы при перемешивании элементов с положительной теплотой смешения, еще достаточно полемичен. Механическое сплавление связано с высокой интенсивностью пластической деформации и сопутствующих ей процессов диффузионного массопереноса и сплавообразования. Целью настоящей работы явилось изучение различных способов ускорения процессов механосплавления в системах, обладающих положительной энтальпией смешения, на примере системы Co-Cu и проведение комплексного исследования процесса формирования метастабильных твердых растворов в системе Co-Cu. Исследование проводилось в двух направлениях: с помощью предварительного создания обширной контактной поверхности (используя в качестве реакционных смесей высокодисперсные порошки композиционных частиц, представляющих собой ядро Co, покрытого слоем меди) и за счет введения избыточной энтальпии в систему (используя один из компонентов системы в аморфном состоянии).

Проведен комплекс исследований структурных и магнитных характеристик композиционных порошков, используемых в качестве исходных реагентов, и в процессе механосплавления. Установлено, что медная оболочка при нанесении на кобальтовое ядро независимо от структуры ядра (аморфная или ГПУ) сохраняет присущую меди ГЦК структуру; нанесение медной оболочки на частицы порошка сплава Co-P приводит к снижению температуры фазовых переходов на 50° С по сравнению с исходными порошками аналогичного состава. Результаты проведенных измерений спектров ЯМР и низкотемпературных зависимостей намагниченности насыщения композиционных порошков $(Co_{(100-y)}P_{(y)})_{100-x}/Cu_x$ свидетельствуют об образовании дополнительной фазы на границе раздела ядро-оболочка. Методом магнитоструктурного анализа установлено, что исследуемые порошки после механоактивации представляют собой наноструктурированный материал.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ ККФН № 07-03-96808-р_енсей_a .

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА МАГНИТНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ, СОЗДАНЫХ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЕВЫХ МАТРИЦ

Р.С.Исхаков¹, В.А.Юзова², Л.А.Чеканова¹, С.В.Комогорцев¹, О.В.Семенова²,
С.В.Полочанина²

¹ *Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, г. Красноярск*
e-mail: rauf@iph.krasn.ru

² *Красноярский государственный технический университет*
e-mail kolovskiuv@yandex.ru

Данная работа посвящена получению магнитных фаз в кремниевой матрице, обладающих анизотропией, и исследованию их магнитной структуры.

В качестве кремниевых матриц использовались пористые слои, сформированные на пластинах монокристаллического кремния марки КЭФ-10, вырезанных перпендикулярно кристаллографическому направлению 100. Пористые слои получены глубоким анодным травлением (ГАТ- технология) в электрохимических ячейках, отличающихся формой катода, способами подвода потенциала на кремниевую пластину, варьированием технологических режимов. Морфологические особенности изготовленных матриц контролировались с помощью оптических методов и метода РЭМ. Поры представляли собой цилиндрические каналы, перпендикулярные поверхности кремниевой пластины. Глубина и диаметр каналов зависели от технологических режимов.

Магнитная фаза на поверхности и внутри кремниевых матриц синтезировалась в результате гетерогенных реакций восстановления ионов металла из водных растворов соответствующих солей при использовании в качестве восстановителя гипофосфита натрия. Так были сформированы магнитные фазы Co(P), CoNi(P), FeNi(P) в матрицах различной морфологии. Изучение магнитных свойств синтезированных фаз осуществлялось методами ферромагнитного резонанса (ФМР), магнитная микроструктура анализировалась по кривым приближения намагничивания к насыщению. Обнаружена магнитная анизотропия синтезированных фаз, ориентированная вдоль направления линейных нитей и перпендикулярно плоскости кремниевых пластин. Оцененный размагничивающий фактор магнитной структуры оказался близким к 2π , т.е. к величине, характерной для идеального ферромагнитного цилиндра. Расчетами доказано, что сплавы Co(P), CoNi(P), FeNi(P) в материале нитей находятся в нанокристаллическом состоянии и формируются зернами, упакованными трехмерным образом [1].

Описанными технологиями можно формировать многослойные структуры в кремнии: магнитный нанокомпозит–монокремний, магнитный сплав–магнитный нанокомпозит–монокремний, магнитный нанокомпозит–монокремний–магнитный нанокомпозит, магнитный сплав–магнитный нанокомпозит–монокремний–магнитный нанокомпозит и т. п.

[1] Исхаков Р.С., Комогорцев С.В., Л.А. Чеканова Л.А., Балаев А.Д., Юзова В.А., О.В. Семенова // Письма в ЖТФ, 2003.- Т. 29, вып.7.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА СИНТЕЗА НА СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА СИСТЕМЫ $\text{MoO}_4^{2-}/\text{ZrO}_2$

А.В.Казбанова¹, П.Н.Кузнецов², Л.И.Кузнецова², А.М.Жижжаев²

¹*Сибирский государственный технологический университет
660049, г. Красноярск, пр. Мира, 82*

²*Институт химии и химической технологии СО РАН
660049, г. Красноярск, ул. К. Маркса, 42, kpn@icct.ru*

Наноструктурированный диоксид циркония находит широкое применение как основа активных катализаторов, кислотные свойства которых обеспечиваются введением анионов SO_4^{2-} , WO_4^{2-} и MoO_4^{2-} .

В настоящей работе установлено влияние способов приготовления системы $\text{MoO}_4^{2-}/\text{ZrO}_2$ на структурные и текстурные характеристики.

Образцы $\text{MoO}_4^{2-}/\text{Zr}(\text{OH})_4$ получены путём пропитки высокодисперсного аморфного гидроксида циркония растворами различных соединений молибдена: а) молибденовой кислоты H_2MoO_4 ; б) парамолибдата аммония $(\text{NH}_4)_6\text{Mo}_7\text{O}_{24} \cdot 4\text{H}_2\text{O}$; в) парамолибдата аммония $(\text{NH}_4)_6\text{Mo}_7\text{O}_{24} \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ с добавлением раствора гидроксида аммония. Полученные образцы подвергли термической обработке при температуре 600 - 800 °С и механической в центробежно-планетарной мельнице от 0,5 до 15 мин.

Показано, что введение MoO_4^{2-} в систему $\text{MoO}_4^{2-}/\text{Zr}(\text{OH})_4$ (12 масс.% в расчёте на Мо) стабилизирует метастабильную тетрагональную форму (Т-форма) оксида циркония с размером кристаллитов 11-12 нм независимо от природы наносимого соединения и температуры прокаливания. Прокаленные образцы отличаются высокой удельной поверхностью 74-174 м²/г, что соответствует среднему размеру частиц 6-13 нм.

Продукты механоактивации образцов $\text{MoO}_4^{2-}/\text{Zr}(\text{OH})_4$ содержат как моноклинную (М-форма), так и тетрагональную форму ZrO_2 , их количественное соотношение зависит от продолжительности обработки. С увеличением времени активации наблюдалось постепенное уменьшение количества Т-формы и через 15 мин ее содержание составило всего 6-12%. Аналогичная закономерность проявлялась для всех образцов серии $\text{MoO}_4^{2-}/\text{Zr}(\text{OH})_4$. Размер кристаллитов Т-формы изменялся мало с увеличением продолжительности активации, в то время как для М формы он увеличился почти в 2 раза.

Для сравнения были проведены опыты по механоактивации механической смеси, содержащей аморфный гидроксид циркония и кристаллический MoO_3 моноклинной модификации. Установлено, что при механохимическом воздействии аморфный гидроксид циркония кристаллизуется с образованием обеих форм ZrO_2 . Причем, в начальный период в несколько большем количестве образуется Т-форма ZrO_2 . При продолжении механического воздействия ее содержание постепенно падает до 27% в результате перекристаллизации в моноклинную модификацию. Образующиеся кристаллиты Т- и М-форм имеют размер от 8,4 нм до 10,6 нм. Удельная поверхность образцов после механохимической активации смеси составила 27-35 м²/г.

В результате настоящего исследования установлено, что действие молибдат-анионов в значительной степени зависит от способа приготовления системы $\text{MoO}_4^{2-}/\text{ZrO}_2$. Молибдат - анионы способствуют формированию метастабильной формы оксида при высокотемпературном прокаливании и ингибируют её образование при механоактивации высокодисперсного гидроксида.

ТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ $(\text{Fe}_{0,68}\text{Tb}_{0,12}\text{Dy}_{0,2})$ -ЦТНСВ

Ю.Е.Калинин, А.М.Кудрин, А.В.Ситников

Воронежский государственный технический университет
e-mail: kudrin@voronezh.net, kalinin48@mail.ru

В работе исследованы электрические свойства и магнитосопротивление (МС) композитов, состоящих из металлических наночастиц $\text{Fe}_{0,68}\text{Tb}_{0,12}\text{Dy}_{0,2}$ в диэлектрической матрице сложного состава $\text{Pb}_{0,81}\text{Sr}_{0,04}(\text{Na}_{0,5}\text{Bi}_{0,5})_{0,15}(\text{Zr}_{0,575}\text{Ti}_{0,425})\text{O}_3$, обладающей сегнетоэлектрическими свойствами в кристаллическом состоянии. Исследуемые композиты были получены методом ионно-лучевого напыления в атмосфере аргона при давлении $P = 3,6 \times 10^{-4}$ Торр составной мишени. Образцы, полученные в результате напыления, представляли собой пленки толщиной 5-10 мкм, нанесенные на ситалловые подложки длиной 60 мм и шириной 3 мм. Исследование температурной зависимости электрического сопротивления композиционных материалов проводилось в вакууме ($5 \cdot 10^{-5}$ Торр) в температурном интервале 80–1000 К двухзондовым потенциометрическим методом. Абсолютная погрешность измерения температуры составляла ± 1 К, относительная погрешность измерения электросопротивления 0,5 %.

При изменении концентрации металлической фазы от 17 до 54 ат. % электрическое сопротивление немонотонно уменьшается примерно на 6 порядков с характерной для перколяционных систем S-образной кривой. По точке наибольшего изменения электрического сопротивления была сделана оценка величины порога протекания для исследуемой системы ($X_C \approx 18,5$ ат. %).

Все высокотемпературные зависимости электросопротивления (R) нанокompозитов, можно разделить на две группы: до и после порога протекания. В первой группе (до порога протекания) наблюдается слабое увеличение R(T), объяснимое релаксационными процессами, протекающими в диэлектрической матрице. Повышение температуры до 1000 К приводит к увеличению R на 2-3 порядка (диффузионная подвижность атомов резко возрастает). В области температур > 1000 К электросопротивление уменьшается, что связано с процессом кристаллизации и разрушением наногранулированной структуры. Во второй группе композитов, у которых перенос заряда осуществляется по аморфной металлической сетке соприкасающихся гранул, электрическое сопротивление понижается во всем диапазоне температур с резким спадом в области кристаллизации металлической фазы (~ 500 К).

Установлено, что в интервале температур 80-180 К в исследованных композитах до порога протекания доминирует прыжковый механизм проводимости с переменной длиной прыжка по локализованным состояниям диэлектрической матрицы вблизи уровня Ферми. По результатам исследований температурных зависимостей электрической проводимости, где выполняется закон Мотта, сделана оценка эффективной плотности локализованных состояний на уровне Ферми, которая изменяется от $g(E_F) \sim 1,75 \cdot 10^{21} \text{ eV}^{-1} \cdot \text{cm}^{-3}$ при $x \approx 17$ ат. % до $g(E_F) \approx 6,21 \cdot 10^{21} \text{ eV}^{-1} \cdot \text{cm}^{-3}$ при $x \approx 18,5$ ат. %. В интервале температур 180-290К температурная зависимость удовлетворяет степенному закону, что связывается с неупругим резонансным туннелированием электронов через локализованные состояния вблизи уровня Ферми между соседними гранулами по отдельным каналам.

Исследованные композиты $\text{Fe}_{0,68}\text{Tb}_{0,12}\text{Dy}_{0,2} - \text{Pb}_{0,81}\text{Sr}_{0,04}(\text{Na}_{0,5}\text{Bi}_{0,5})_{0,15}(\text{Zr}_{0,575}\text{Ti}_{0,425})\text{O}_3$ при малой концентрации ферромагнитной фазы обладают отрицательным МС, величина которого зависит от состава. При содержании ферромагнитной фазы, близкой к порогу протекания, наблюдается максимум МС, величина которого существенно ниже, чем у композитов на основе переходных металлов и матрицы из простых окислов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 05-02-17012, 06-02-81035) и гранта МО и CRDF (проект PG 05-010-1).

ТРАНСПОРТНЫЕ ЯВЛЕНИЯ В НАНОКОМПОЗИТАХ МЕТАЛЛ-ДИЭЛЕКТРИК С АМОРФНОЙ СТРУКТУРОЙ

Ю.Е.Калинин¹, И.А.Свито², А.В.Ситников¹, О.В.Стогней¹, А.К.Федотов²

¹Воронежский государственный технический университет, 394026, Россия, г. Воронеж, Московский проспект, 14. e-mail: Kalinin48@mail.ru

²Белорусский государственный университет, 220050, Беларусь, г. Минск, Пр. Ф. Скорины, 50. e-mail: Fedotov@bsu.by

В работе проведен анализ экспериментальных данных по исследованию транспортных свойств (электропроводности, магнитосопротивления) нанокон-позитов металл-диэлектрик с аморфной структурой, полученных авторами.

В исследуемых композитах до порога протекания реализуется различные механизмы переноса носителей заряда:

1. Прыжковая проводимость по локализованным состояниям вблизи уровня Ферми с переменной длиной прыжка (модель Мотта), описываемая уравнением

$$\sigma = e^2 \cdot R^2 \cdot v_{ph} \cdot g \cdot \exp\left(-\frac{B}{T}\right)^{1/4}, \quad (1)$$

где

$$B = \frac{16}{a^3 \cdot k_B \cdot g(E_F)}, \quad (2)$$

e – заряд электрона, R - расстояние прыжка, v_{ph} - фактор спектра фононов взаимодействия, T - абсолютная температура, k_B – постоянная Больцмана, $g(E_F)$ - плотность состояний

2. Упругое туннелирование электронов между гранулами через диэлектрический барьер, описываемое соотношением

$$\sigma = \sigma_0 \left[\exp(-2(C/k_B)^{1/2} T^{-1/2}) \right], \quad (3)$$

где σ_0 и C – постоянные.

3. Неупругое туннелирование электронов между гранулами через локализованные состояния, при котором температурная зависимость проводимости в канале, содержащем n локализованных состояний, имеет степенной вид

$$\sigma_n = P \left(\frac{\Lambda^2}{\rho_0 c^5} \right)^{(n-1)/(n+1)} \frac{(ga^2 n^2 l)^n T^{\gamma_n} E^{\beta_n}}{al} \exp\left[\frac{-2l}{a(n+1)} \right], \quad (4)$$

где l – среднее расстояние между гранулами, $\gamma_n = n - 2/(n+1)$, $\beta_n = 2n/(n+1)$, P – коэффициент, Λ - константа деформационного потенциала, ρ_0 – плотность вещества матрицы, c – скорость звука, E – глубина залегания локализованного состояния в области барьера.

4. Термоактивированная прыжковая проводимость между ближайшими соседними состояниями

$$\rho = \rho_0 \exp\left(\frac{w}{kT}\right), \quad (5)$$

где w - энергия активации прыжка, величина которой соответствует ширине зоны локализованных состояний.

Сделан также анализ туннельного и инверсного магнитосопротивления в исследованных наноконкомпозитах.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 06-02-81035), гранта БелРФФИ (грант ФОР-128), гранта МО и CRDF (проект PG 05-010-1) и гранта Программы VISBY Шведского института.

ГРАФИТО-ЭПОКСИДНЫЙ ЭЛЕКТРОД ИЗ НАНОРАЗМЕРНОГО УГЛЕРОДНОГО ПОРОШКА В ВОЛЬТАМПЕРОМЕТРИИ ДИОКСИБЕНЗОЛОВ

О.В.Карунина, Л.И.Скворцова, В.Н.Кирюшов

*Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения Российской
академии наук, 630128, г. Новосибирск, ул. Кутателадзе, 18*

e-mail: l_skvortsova@mail.ru

Разработан способ изготовления электрода из графито-эпоксидного композита с частицами графитового порошка 10-50 мкм. Наноразмерные кристаллиты такого электрода способны катализировать гетерогенный перенос электронов в электрохимических реакциях окисления-восстановления диоксибензолов и других органических и неорганических веществ.

Каталитическая активность электрода значительно усиливается в результате регенерации его поверхности механическим срезанием слоев толщиной от 0,2 до 4 мкм непосредственно в анализируемом растворе. На активированном электроде реакция электроокисления гидрохинона и пирокатехина обратима в кислых, нейтральных и щелочных фоновых растворах с буферной емкостью $\beta > 0,03$. Обратимости реакции способствует слабая адсорбция диоксибензолов или других продуктов электроокисления на активированном электроде и катализ переноса электронов наноструктурой графитовой поверхности.

При хранении электрода на воздухе или в растворе его поверхность быстро дезактивируется, преимущественно за счет адсорбции веществ окружающей среды. На дезактивированном электроде гидрохинон и пирокатехин окисляются с большим перенапряжением из-за медленной скорости переноса электронов от окисляемого вещества к электроду. Поэтому на электроде из графито-эпоксидного композита, как и на других углеродных электродах, реакция окисления гидрохинона и пирокатехина необратима во всех фоновых растворах.

Высокая электрохимическая активность электрода из графито-эпоксидного композита, поверхность которого механически обновляется непосредственно в растворе, обеспечивает условия селективного вольтамперометрического определения изомеров диоксибензолов, таких как гидрохинон, пирокатехин и резорцин, при совместном присутствии.

УСТОЙЧИВОСТЬ НАНОПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ И ИХ СМЕСЕЙ С НЕОРГАНИЧЕСКИМИ РЕАГЕНТАМИ В ПАРАХ ВОДЫ

Я.С.Квон¹, Ю.А.Амелькович, А.П.Ильин

¹Ульсанский университет, Корея E-mail: ykwon@mail.ulsan.ac.kr

ФГНУ «НИИ высоких напряжений», г. Томск, Россия

e-mail: nanolab@hvd.tpu.ru

Газообразная вода является основным реагентом, который сокращает содержание металлов в нанопорошках при их хранении. Известно, что нанопорошки алюминия подвергаются высоким степеням превращения, окисление нанопорошков водой характеризуется наличием индукционного периода, скорость взаимодействия нанопорошков с газообразной водой возрастает с увеличением их удельной площади поверхности. Интерес представляет изучение взаимодействия нанопорошков с парами воды в присутствии окислителей. Роль таких добавок в процессе окисления нанопорошков может быть неоднозначной: они могут быть более сильными поглотителями газообразной воды, вступать в реакцию с водой, в смесях их ионы могут изменить потенциал, сосредотачиваясь на поверхностных и приповерхностных слоях нанопорошков. Целью данной работы являлось изучение влияния окислителей на процессы, происходящие в нанопорошках при хранении в воздухе.

Объектами исследования являлись нанопорошки алюминия, меди и железа, полученные электрическим взрывом проволочек. В качестве неорганических реагентов были взяты нитрат натрия (NaNO_3) и перхлорат аммония (NH_4ClO_4). Для изучения влияния выбранных добавок на параметры окисления нанопорошков в условиях 85 %-ной влажности и постоянной температуры воздуха готовили неуплотнённые смеси, содержащие 90 % мас. нанопорошков. За счёт взаимодействия смесей нанопорошков с парами воды происходило изменение массы образцов. После чего проводился расчёт количества прореагировавшего металла.

Результаты эксперимента показали, что в первые четыре недели с момента его начала происходит резкое увеличение массы образцов нанопорошков без добавок, после чего наблюдается их стабилизация. При этом наименьшая степень окисленности у нанопорошка алюминия, а наибольшая – у нанопорошка железа. Интересным представляется поведение нанопорошков при взаимодействии с газообразной водой в присутствии окислителей. Поведение смесей нанопорошка алюминия с добавками становится гораздо более активным по сравнению с нанопорошком без добавок, тогда как изменения в смесях с нанопорошком железа менее выражены. Перхлорат аммония способствует устойчивости смесей нанопорошков, а нитрат натрия – постоянному изменению массы образцов. Кроме того, замечено, что присутствие окислителей резко повышает скорость окисления нанопорошка алюминия и уменьшает её в случае с нанопорошком железа.

Таким образом, повышенное содержание влаги приводит к ускорению окисления нанопорошков за счёт кислорода и газообразной воды. Небольшие (10 %) добавки окислителей в нанопорошки металлов неоднозначно влияют на поведение последних при повышенной влажности воздуха, что связано как со свойствами добавок, так и с особенностями строения оксидной оболочки самих нанопорошков.

Работа проведена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 06-08-00707).

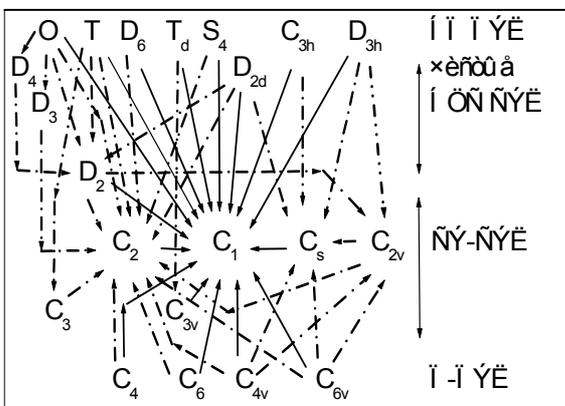
ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПО АИЗУ ПРИ НАНО-ГЕНЕЗИСЕ КРИСТАЛЛОВ

Б.И.Кидяров

Институт физики полупроводников СО РАН, e-mail: kidyarov@isp.nsc.ru

Образование новой фазы в конденсированных средах начинается с ассоциатов и кластеров столь малых размеров, что здесь в полной мере проявляются различные размерные, геометрические (форма), и температурные эффекты, обусловленные непрерывным изменением соотношения поверхностной и объемной энергии, и эпизодической реструктуризацией малых частиц по мере их роста [1]. Соответственно неизбежно наблюдается по - стадийность кристалло- генезиса в области нано - микро- размеров, обнаруженная в частности в микрокапсулах растворов солей методом ядерной гамма - резонансной спектроскопии (ЯГРС) [2]. Однако для полного анализа этих явлений необходим список всех вариантов возможных фазовых превращений (ФП) в нано- размерном пространстве, который включает, прежде всего, известный комплекс сегнетоэлектрических (СЭ), и сегнетоэластичных (СЭЛ) ФП, составленный К. Аизу [3]. В данной работе построены наглядные схемы-цепочки таких ФП, и дано их приложение к проблеме нано - генезиса кристаллов. При этом возникновению СЭ - фаз способствует присутствие заряженных частиц в маточной среде, а СЭЛ - фаз – повышенное Лапласовское давление в нано - частицах [1].

СЭЛ и пара - СЭЛ - фазы могут быть как centrosymmetric (ЦС) так и noncentrosymmetric (НЦС), в то время как СЭ - фазы являются только НЦС - ми. Такая таксономия сразу дает три обобщенные схемы: 1) схема фазовых СЭЛ - превращений ЦС сегнетоэластиков; 2) схема СЭЛ - превращений НЦС сегнетоэластиков; 3) схема СЭ - превращений всех НЦС и ЦС фаз. На рис. согласно [3] представлена схема ФП «пара - СЭЛ → СЭЛ» для полярных (П) и неполярных (НП) НЦС кристаллов,. Видно, что как П, так и НП НЦС пара - СЭЛ- ки непосредственно, или в цепочке ФП, трансформируются в основном в ромбическую (C_{2v}), в моноклинные (C_s , C_2), и наконец в триклинную структуру (C_1), поглощающее состояние. Наиболее сложна цепочка СЭ - ФП, которая начинается как с ЦС - фаз, так и с НЦС пара- СЭ – ков, но всегда кончается также в триклинной структуре C_1 [3]. Центральное ядро схемы как для СЭ -, так и для СЭЛ- ФП идентично: $C_2 \rightarrow C_1 \leftarrow C_s \leftarrow C_{2v}$. Число, и соотношение входящих/выходящих стрелок на схеме для выделенных



структур кристаллов заметно различаются. Частотность ФП повышена в ядре схемы (рис.), а также частично среди СЭ-ФП для структур C_{3v} , C_4 , C_3 . Известные ФП при нано - генезисе кристаллов из растворов соответствуют данным схемам [2].

[1] Магомедов М.Н. // Теплофизика высоких температур, 2005.- Т.43, № 5.- С.870.

[2] Астахов М.В., Стельмух И.В., Капустин М.Г. // Неорган. Материалы, 1996.- Т.32. № 4.- С.1250

[3] Aizu K. // J. Phys. Soc. Japan, 1969.- V.27, № 2.- P.387.

**ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И СТОЙКОСТЬ К
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ОКИСЛЕНИЮ ТВЁРДЫХ
НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ Ti-X-B-N (X=Al,Cr,Si)**

Ф.В.Кирюханцев-Корнеев, Д.В.Штанский, М.И.Петржик, Е.А.Левашов

ГОУ ВПО Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет)
e-mail: kiruhancev-korneev@yandex.ru

Проведено сравнительное исследование термической стабильности и стойкости к высокотемпературному окислению твёрдых износостойких наноструктурных покрытий Ti-B-N, Ti-Si-B-N, Ti-Cr-B-N и Ti-Al-Si-B-N, полученных методом магнетронного распыления композиционных мишеней.

Мишени были изготовлены методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Распыление проводилось в аргоне или газовой смеси аргона с азотом при подачи на подложку напряжения смещения. Покрытия были отожжены в вакууме и на воздухе. Состав покрытий определялся методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. Структура покрытий была изучена с использованием методов рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Профили распределения элементов по глубине окисленных покрытий определялись на установке прецизионного ионного травления оснащённой спектрометром вторичных ионов. Были измерены твёрдость, модуль упругости, упругое восстановление, адгезионная прочность, коэффициент трения и скорость износа покрытий.

Параметры осаждения были подобраны таким образом, чтобы получить в покрытиях содержание азота 25-33 ат.% и легирующих элементов (Al,Cr,Si) на уровне 11-14 ат.%. Покрытия имели или кубическую структуру типа NaCl (Ti-B-N и Ti-Cr-B-N) или гексагональную типа AlB₂ (Ti-Si-B-N и Ti-Al-Si-B-N). Для покрытий Ti-B-N и Ti-Cr-B-N средний размер кристаллитов $d=2-3$ нм не изменялся после отжига до 800°C. После отжига при 1000°C он возрастал до $d=5$ нм. В случае покрытий Ti-Si-B-N и Ti-Al-Si-B-N d возрастал с ~ 2 нм до 6-10 нм после отжига при 800°C. Установлено, что покрытия Ti-B-N и Ti-Cr-B-N до 800°C могут использоваться в качестве барьерных слоев, препятствующих диффузии атомов металла из подложки. Наибольшую стойкость к высокотемпературному окислению имели покрытия Ti-Cr-B-N и Ti-Al-Si-B-N благодаря формированию защитных слоёв на основе комплексных оксидов.

Осаждённые покрытия имели твёрдость 15-20 ГПа и модуль упругости 220-260 ГПа. После отжига при 600-800°C наблюдалось повышение физико-механических свойств и адгезионной прочности покрытий. Отжиг при 600-1000°C в большинстве случаев не оказывал влияния на трибологические свойства покрытий.

Таким образом, наиболее перспективными являются покрытия Ti-Cr-B-N и Ti-Al-Si-B-N, обладающие сочетанием относительно высоких механических и трибологических свойств с высокой термической стабильностью и стойкостью к высокотемпературному окислению.

ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА СЛОЕВ ПРИ МНОГОЭТАПНОЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКЕ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ В ЛИСТЕ ИЗ IF-СТАЛИ

Г.Е.Коджаспиров, С.В.Добаткин¹, А.А.Наумов

*Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет,
Санкт-Петербург,*

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

- К настоящему времени нано- и субмикроструктурные структуры в ходе интенсивной пластической деформации получены на алюминии, железе, магнии, вольфраме, никеле, титане, меди и их сплавах. Такие структуры существенно влияют на физические и механические свойства (значительное повышение прочности при приемлемой пластичности, повышение износостойкости, проявление высокоскоростной и низкотемпературной сверхпластичности и др.).

- В результате многочисленных исследований установлено, что одним из наиболее прогрессивных направлений улучшения качества листа является получение как можно более мелкозернистой структуры.

- Целью работы является оценка возможности использования МПП для получения ультрамелкозернистой (вплоть до нано-) структуры в низкоуглеродистой малолегированной стали, применяемой при производстве автомобильного листа.

- Данный метод был опробован на IF-стали с разными микролегирующими элементами: Ti и Nb, которую прокатывали по данной технологии на лабораторном стане.

- Микроструктуру полученных образцов изучали с помощью методов оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

- В результате пакетной прокатки по определенным режимам сформировалась наноструктура (размер зерен достигал 500 нм) и резко возросла прочность стали (предел текучести вырос в 2-5 раз, по сравнению с исходным состоянием).

- Установлена взаимосвязь размеров зерна, механических свойств с количеством слоев пакета. Показано, что уже в результате прокатки трехслойного пакета достигается минимальный размер зерна, который мало изменяется при последующей прокатке шестислойного пакета.

- Преимущества метода МПП перед остальными сильно упрочняющими процессами заключается в его высокой производительности и применимости к заготовкам больших размеров.

- Применение многоэтапной пакетной прокатки с теплой деформацией обеспечивает сверхсильное упрочнение листа из IF стали. Предложенный метод пакетной прокатки представляется перспективным для реализации в промышленности, в частности для получения автомобильного листа.

Поддерживается грантом РФФИ 06-08-00494-а

ИССЛЕДОВАНИЕ КИСЛОРОДНОГО ТРАНСПОРТА В НИКЕЛАТАХ ЛАНТАНА, ИМЕЮЩИХ СТРУКТУРУ СЛОИСТОГО ПЕРОВСКИТА

А.С.Кожемяченко, А.П.Немудрый

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН
e-mail: zheezh@gmail.com

В последние годы повышенный интерес вызывают смешанные электрон-ионные проводники, которые могут применяться как мембраны в каталитических мембранных реакторах для парциального окисления углеводородов, а также для сепарации кислорода. Для целенаправленной модификации свойств материала мембраны, направленной на увеличение кислородной проницаемости необходимо знание механизма кислородного транспорта.

Одним из факторов, обуславливающих высокие транспортные свойства, является наличие каналов облегченной диффузии, которые образуются в результате наноструктурирования материала. Такими каналами являются различного вида протяженные дефекты (плоскости кристаллографического сдвига, доменные стенки, антифазные и двойниковые границы).

В настоящей работе исследуются транспортные свойства $\text{La}_{2-x}\text{NiO}_{4-3x/2+\delta}$, где $0 < x < 0.5$ при различных температурах. Согласно принятым на сегодня представлениям кислородный транспорт в $\text{La}_2\text{NiO}_{4+\delta}$ ($x=0$) и $\text{La}_3\text{Ni}_2\text{O}_{7-\delta}$ ($x=0.5$), которые являются членами гомологического ряда Руддлесдена-Поппера состава $\text{AO}(\text{ABO}_3)_n$ с $n=1$ и 2 , определяется различными точечными дефектами (O_i и V_o , соответственно). Поэтому представляет интерес, с одной стороны, исследовать влияние типа дефектности на кислородный транспорт в никелатах лантана, с другой – понять, происходит ли смена механизма ионного переноса при повышении температуры от комнатной до рабочей температуры реактора ($600\text{-}900^\circ\text{C}$).

При комнатных температурах транспортные свойства соединений по кислороду исследовались с помощью электрохимических методов. При высоких температурах проницаемость измерялась непосредственно по натеканию кислорода через газоплотную мембрану из исследуемого вещества.

Результаты:

1. Определены коэффициенты химической диффузии кислорода и энергии активации кислородного транспорта для нестехиометрических никелатов лантана $\text{La}_{2-x}\text{NiO}_{4-3/2x+\delta}$ ($x=0, 0.1, 0.2, 0.5$) при низких температурах.
2. Проведены высокотемпературные исследования кислородной проницаемости, определена энергия активации кислородного транспорта.
3. На основании сравнения кинетических параметров высказано предположение о различии механизмов кислородной диффузии в различных температурных интервалах; при низких температурах кислородный транспорт в никелатах лантана осуществляется через каналы с пониженной энергией активации, которыми являются характерные для перовскито-подобных структур протяженные дефекты. При высоких температурах основной вклад в кислородный транспорт дает объемная диффузия с более высокими значениями энергии активации.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ ТИТАНА

Э.В.Козлов¹, И.А.Курзина¹, И.А.Божко¹, М.П.Калашников¹, Ю.П.Шаркеев²

¹ *Томский государственный архитектурно-строительный университет,
634003, Томск, пл. Соляная, 2,
e-mail: ikurzina@tsuab.ru*

² *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634021, Томск, пр. Академический, 2/1
e-mail: sharkeev@ispms.tsc.ru*

Целью данной работы являлось исследование влияния ионной имплантации титана на микроструктуру и элементно-фазовый состав поверхностных ионно-легированных слоев никеля.

Имплантация никелевых образцов ионами титана в режиме высокоинтенсивной ионно-лучевой обработки была выполнена на источнике ускоренных ионов и плазмы «Радуга-5» при ускоряющем напряжении 20 кВ. В работе выполнены эксперименты, отличающиеся температурой мишени, расстоянием от источника и соответственно дозой облучения. Элементный состав поверхностных слоев имплантированного никеля определен методом послойной электронной Оже-спектроскопии (ЭОС). Исследование фазового состава ионно-легированных образцов было проведено методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе «Tesla BS-540» и рентгенофазового анализа (РФА) с помощью дифрактометра «ДРОН – 3». Концентрацию титана в твердом растворе определяли по параметру кристаллической решетки. Особое внимание при изучении микроструктуры поверхностных имплантированных слоев никеля было уделено ПЭМ в темнопольном режиме.

Режим высокоинтенсивной ионно-лучевой обработки на источнике «Радуга-5» при легировании никелевой мишени ионами титана позволяет получать модифицированные слои толщиной до ~1,5 мкм. В ходе имплантации происходит синтез равновесных фаз соответствующих диаграмме состояния Ni-Ti никелидов титана (Ni_3Ti , $NiTi$, $NiTi_2$), твердого раствора Ti в Ni. Формируемые фазы являются наноразмерными, средний размер зерен составляет ~30–40 нм. В условиях имплантации также наблюдается формирование оксидов (Ti_2O , TiO , TiO_2 , Ti_3O_5) и карбида титана (TiC). Установлено, что полученные поверхностные ионно-легированные слои никеля при высоких температурах обладают более высокими физико-механическими характеристиками по сравнению с исходным материалом. Согласно результатам механических испытаний микротвердость ионно-легированного образца никеля при высоких температурах в 1,5–2 раза превышает микротвердость исходного никеля на соответствующих глубинах.

В результате формирования в поверхностных слоях наноразмерных интерметаллидных фаз, возможно получение чрезвычайно стабильного материала, обладающего высокой поверхностной твердостью при умеренных и повышенных температурах, устойчивого к коррозии и окислению.

Работа выполнена при поддержке интеграционного проекта СО РАН №2.4

МАССИВЫ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК, ВЫРАЩЕННЫЕ CVD-МЕТОДОМ В ШАБЛОНАХ ИЗ ПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Ф.Ф.Комаров¹, Л.А.Власукова¹, Э.Муноз², Е.Террадо²,
Н.И.Мухуров³, ВБ.Карпович¹

¹*Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*
e-mail: komarovf@bsu.by

²*Институт химии углеродных материалов, Сарагоса, Испания*

³*Институт электроники НАН Беларуси, Минск, Беларусь*

В большинстве практических применений необходимо формирование упорядоченных массивов углеродных нанотрубок (УНТ) [1]. Управлять в процессе синтеза их формой, плотностью, длиной и диаметром – комплексная и объемная задача. Использование нанопористых подложек-шаблонов - один из путей ее реализации. Углеродные нанотрубки внутри пор шаблонов могут быть сформированы CVD - методом. Затем шаблон можно удалить химическим растворением, и будет получен упорядоченный массив УНТ. В настоящей работе представлены результаты выращивания углеродных нанотрубок CVD - методом с использованием шаблонов из анодного оксида алюминия – материала с наноразмерными сквозными каналами.

Оксид алюминия формировался анодированием алюминиевой фольги (чистота 99,99 %) в 4 %-ном растворе щавелевой кислоты. Полученный Al_2O_3 включал параллельные друг другу и перпендикулярные поверхности ряды пор диаметром ~ 60 нм. Затем был удален барьерный слой растворением в фосфорной кислоте, одновременно диаметр пор был увеличен до ~ 100 нм. После этого на дно пор электрохимически осаждался никель из сернокислотного электролита. Толщина образцов Al_2O_3 составляла 70 мкм. Для выращивания УНТ нагревались до 800 °С в атмосфере аргона. После стабилизации температуры проводилась обработка в течение 5 минут в потоке аммиака (100 см³/мин), затем в систему вводился ацетилен (15 см³/мин). Время синтеза УНТ составляло 10 и 15 мин. По завершении синтеза образцы охлаждались в атмосфере аргона. Для характеристики структуры и морфологии образцов использовались сканирующая электронная микроскопия и комбинационное рассеяние света.

На поверхности и внутри пор шаблонов из анодного оксида алюминия синтезированы два типа массивов нанотрубок.

Выросшие на поверхности нанотрубки хаотично ориентированы и имеют большой разброс размеров (длина от десятых долей микрона до десятков микрон и диаметр от 35 до 120 нм). Разброс диаметров УНТ в поверхностных массивах определяется временем синтеза.

Внутри пор шаблонов Al_2O_3 сформированы упорядоченные массивы УНТ, которые характеризуются следующими важными особенностями: все нанотрубки параллельны друг другу; каждая пора заполнена одной нанотрубкой, диаметр которой определяется диаметром поры (около 100 нм). Разброс диаметров трубок в массиве очень мал (90...110 нм), плотность их составляет около 4×10^9 см⁻².

[1] Huczko A. Synthesis of aligned carbon nanotubes // Appl. Phys. Lett, 2002. – Vol. A74, – P. 387 – 391.

ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ НАНОПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Ф.Ф.Комаров¹, Н.И.Мухуров², А.В.Мудрый³,
Л.А.Власукова¹, А.В.Иванюкович³

¹⁾ *Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*
e-mail: komarovf@bsu.by

²⁾ *Институт электроники НАН Беларуси, Минск, Беларусь*

³⁾ *Институт физики твердого тела и полупроводников НАН Беларуси, Минск, Беларусь*

Упорядоченная нанопористая структура анодного оксида алюминия (АОА) позволяет использовать подложки из этого материала в качестве шаблонов для создания наноструктурированных материалов со светоизлучающими свойствами. Такие композиции могут найти применение в полупроводниковой оптоэлектронике. При использовании алюмооксидных шаблонов для изготовления оптически активных наноматериалов важна информация о светоизлучающих свойствах самих шаблонов и возможностях управления данными свойствами.

В настоящей работе представлены результаты исследования морфологии и люминесценции анодного оксида алюминия. Образцы АОА толщиной 60 мкм были сформированы путем анодирования алюминиевых пластин в 4%-ном водном растворе щавелевой кислоты и с небольшой добавкой серной кислоты.

Морфология образцов исследовалась с помощью сканирующей электронной микроскопии поверхности и поперечных сечений. Диаметр пор составлял ~ 60 нм, их плотность ~ $1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Спектры фотолюминесценции (ФЛ) АОА регистрировались при комнатной температуре в спектральной области с длинами волн 200 – 900 нм.

Как показывает проведенный анализ, спектр ФЛ анодного оксида алюминия содержит интенсивную широкую полосу в области 350 – 650 нм с максимумом ~ 461 нм (голубая люминесценция) и затянутым длинноволновым крылом. Полуширина полосы составляет около 650 мэВ. Обработка спектров ФЛ с использованием аппроксимации кривыми Гаусса дает три полосы с максимумами ~ 328 нм (3.2 эВ), 461 нм (2.7 эВ) и 500 нм (2.5 эВ), соответствующие различным типам дефектов. Полосы при 382 нм и 461 нм можно отнести к оптическим переходам на F^+ (вакансия кислорода с одним электроном) и F (вакансия кислорода с двумя электронами) центрах, соответственно. Более низкоэнергетическая полоса в области 500 нм, предположительно, может быть отнесена к люминесценции на центрах F^{++} (вакансия кислорода без электрона). Анализ спектров возбуждения люминесценции выявил неоднородный характер распределения соответствующих центров люминесценции в матрице Al_2O_3 .

Следует отметить, что интенсивность люминесценции не зависела от наличия или отсутствия в составе анодирующего электролита добавок серной кислоты и, соответственно, адсорбированных остатков электролита и цвета образцов. Наблюдавшаяся нами голубая люминесценция имела высокую интенсивность как для подложек желтого цвета (аномирование в растворе щавелевой кислоты), так и для подложек серого цвета (аномирование в растворе смеси щавелевой и серной кислот).

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ МАГНИТНЫХ ПАРАМЕТРОВ В АНСАМБЛЯХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ НАНОЧАСТИЦ Fe_3C КАПСУЛИРОВАННЫХ В УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБКАХ

С.В.Комогорцев¹, Р.С.Исхаков¹, А.Д.Балаев¹, А.В.Окотруб², А.Г.Кудашов²,
Н.А.Момот³, С.И.Смирнов⁴

¹Институт физики СО РАН им. Л.В.Киренского, г. Красноярск

²Институт неорганической химии СО РАН, г. Новосибирск

³Красноярский государственный технический университет, г. Красноярск

⁴Красноярский государственный педагогический университет, г. Красноярск

Предложены и опробованы методы изучения природы неоднородности магнитных параметров в системе магнитных наночастиц по их кривым намагничивания. С помощью этих методов исследована магнитная неоднородность в ансамблях наночастиц Fe_3C , капсулированных в углеродных нанотрубках. Наночастицы Fe_3C , расположенные внутри углеродных нанотрубок, синтезированы методом термического разложения соли малеиновой кислоты $C_6H_4(COO)_2Fe$.

В исследуемых наночастицах Fe_3C в области низких температур наблюдается зависимость коэрцитивной силы $H_c(T) \sim T^{1/2}$, что позволяет провести грубую оценку температуры блокировки (температуру перехода из ферромагнитного в суперпарамагнитное состояние). Отклонение экспериментальных величин H_c от зависимости $T^{1/2}$ в области высоких температур позволяет восстановить функцию распределения частиц по температуре блокировки. Полученное распределение частиц по температуре блокировки является двухмодальным с максимумами на характерных температурах 400К и 630К.

Форма экспериментальных кривых намагничивания наночастиц Fe_3C описана на основе усреднения кривых Стонера-Вольфарта в неоднородном ансамбле случайно ориентированных частиц. Этот метод дает информацию о распределении коэрцитивной силы в ансамбле наночастиц. Здесь также установлено, что порошки наночастиц Fe_3C , капсулированные в углеродных нанотрубках, характеризуются двухмодальными функциями распределения коэрцитивной силы при температурах измерения от 78К до 320К. Положение максимумов распределений коэрцитивной силы зависит от температуры. Оказалось, что положения максимумов полученных распределений, также демонстрируют зависимости $H_c(T) \sim T^{1/2}$. Температуры блокировки оцененные по температурной зависимости $H_c(T)$ этих двух мод составили 360К и 620К. Величины коэрцитивной силы для этих мод отнесенные к 0К составили 2,5кЭ и 5кЭ.

При использовании стандартных подходов к определению энергии магнитной анизотропии частиц возникает расхождение в результатах, полученных различными методами. Так величина поля магнитной анизотропии наночастиц, полученная из кривых приближения намагниченности к насыщению составила 7,9кЭ в то время как оценка этого поля по величине коэрцитивной силы дает лишь 4,2кЭ. Оказалось, что предложенный учет неоднородности магнитных параметров частиц Fe_3C , развитыми в работе методами, снимает эти расхождения.

**ПОЛУЧЕНИЕ СЛОЖНОЙ СТРУКТУРЫ СОВМЕСТНОЙ
МЕХАНОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ МНОГОСЛОЙНОЙ СИСТЕМЫ
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ ОЛОВЯННАЯ ФОЛЬГА – ШИХТА
МЕЛКОДИСПЕРНЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ.**

Ю.В.Концевой, Э.А.Пастухов, Е.В.Игнатьева, И.Э.Игнатьев, Р.Г.Захаров, С.А.Петрова

*Институт металлургии УрО РАН
e-mail: l.ig_a@mail.ru*

В промышленности широко используются биметаллические электрические контакты. При использовании этого типа контактов реализуется возможность экономии дорогих и дефицитных металлов. Как правило, рабочая зона такой детали составляет металл, сплав или композит, который и покрывает наиболее уязвимые при коммутации электрического тока участки поверхности контакта. Поэтому разработка композиционного материала рабочего слоя, обладающего повышенными прочностными, антикоррозионными, антиэрозионными и дугогасящими свойствами при небольшом снижении электропроводности задача весьма актуальная. С целью решения этой задачи получен методом совместной обработки слоев давлением и исследован слоистый композит системы поликристаллическая оловянная фольга – шихта мелкодисперсных порошков на основе меди.

Построена математическая модель совместной прокатки поликристаллического беспористого материала и мелкодисперсного порошка, учитывающая трибологические и кинетические взаимодействия разнородных фаз.

В результате эксперимента установлены величины давления, необходимые для компактирования композита с относительной плотностью порошковой фазы $\approx 95\%$, определены режимы термической обработки (температура и скорости нагрева), обеспечивающие спекание порошковой шихты и релаксации напряжений от обработки давлением.

Проведены металлографические и рентгеноструктурные исследования слоистого композита с целью изучения влияния режимов механической и термической обработки на физико-химические взаимодействия входящих в композит элементов, их структуру и фазовый состав.

Методом четырехзондового измерения электросопротивления установлено, что удельное сопротивление полученного композита составляет $\rho=(5\div 6)\cdot 10^{-6}$ Ом см.

Определены физико-механические свойства как основные служебные характеристики рабочего слоя слоистого контакта.

ОТ ЗАМЕДЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ ДО САМОПРОИЗВОЛЬНОГО ДИСПЕГИРОВАНИЯ ТЕЛ С ТРЕЩИНАМИ ПРИ КОНТАКТЕ С ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫМИ ВЕЩЕСТВАМИ

В.М.Корнев

*Институт гидродинамики им. М.А.Лаврентьева СО РАН,
Новосибирск, 630090, Россия,
e-mail: kornev@hydro.nsc.ru*

Проведено сравнительное изучение прочностных свойств трещиноватых твердых тел как при наличии, так и при отсутствии поверхностно-активных веществ (ПАВ) в трещинах. Исследуются тела с хрупким и квазихрупким типом разрушения. Рассмотрены при контакте тел с ПАВ: 1. химически замедленное разрушение, 2. химически усиливаемое разрушение и 3. самопроизвольное разрушение. Исследование проводится на наноуровне и связано с количественным описанием разнообразных эффектов типа эффекта Ребиндера. При нагружении трещиноватых тел возникают перенапряженные силовые связи в кристаллической решетке в окрестности вершины трещины. Прочность тел с трещиной нормального отрыва при отсутствии ПАВ в трещине выбрана за стандартную прочность трещиноватых тел. При химически замедленном разрушении под воздействием ПАВ формируются дополнительные силовые связи в вершине трещины и увеличивается длина зоны предразрушения, что можно связать с квазихрупким разрушением. При химически усиливаемом разрушении под воздействием ПАВ обрываются перенапряженные силовые связи в вершине трещины и уменьшается длина зоны предразрушения, что стимулирует хрупкое разрушение. При самопроизвольном разрушении в вершине трещины под воздействием ПАВ возникает молекулярный клин, который может разорвать при определенных условиях исходное твердое тело. Предложены четыре физических модели разрушения и соответствующие им механические модели разрушения.

Количественное описание механических моделей разрушения базируется на дискретно-интегральных критериях разрушения, которые принимают во внимание силовые взаимодействия в окрестности вершины трещины на наноуровне. Используемые критерии разрушения принадлежат к нелокальным критериям. Предлагаемые критерии позволяют рассматривать как наличие так и отсутствие силовых взаимодействий в окрестности вершины трещины, т.е. имеет место предельный переход от хрупкого к квазихрупкому поведению твердых тел при описании разрушения. Получены оценки для критического коэффициента интенсивности напряжений и критических длин трещин для четырех моделей. Стандартное и химически усиливаемое, замедленное, самопроизвольное разрушения трещиноватых тел описаны количественно в виде сопоставимых хрупких и квазихрупких критериев разрушения.

**СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦАХ
КАТАЛИЗАТОРОВ В ПРОЦЕССАХ ЭЛЕКТРОДУГОВОГО И ПИРОЛИЗНОГО
СИНТЕЗОВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОСТРУКТУР**

Ю.В.Корнеева, А.А.Новакова

*Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова, Физический
факультет*
e-mail: korneevajuly@gmail.com, novakova@nm.ru

Наиболее распространенными методами получения углеродных нанотрубок являются электродуговой синтез и различные разновидности пиролиза углеводородов. Во всех этих методах углеродные наноструктуры (нанотрубки и нановолокна) образуются в присутствии катализаторов – переходных металлов группы железа – Fe, Co, Ni или их сплавов между собой и с другими металлами. Металл – катализатор может использоваться в процессе синтеза, как в твердом виде, так и в виде «летучего металлоорганического соединения». Взаимодействие мелких частиц металлического катализатора с активным углеродом в реакторе синтеза приводит, в результате цепочки структурных превращений, к образованию нанотрубок.

В нашей работе проведено исследование таких превращений с помощью комплекса тонких физических методов, таких как электронная микроскопия высокого разрешения, мессбауэровская спектроскопия, рамановская спектроскопия, термогравиметрия и рентгендифракционный анализ.

Были исследованы три различных процесса: электродуговой синтез, с использованием порошковых катализаторов Fe и Ni взятых в различных взаимных концентрациях [1], пиролизный синтез, с использованием высокодисперсного катализатора Fe-MgO [2] и пиролизный синтез, осуществляемый с использованием в качестве катализатора смесей ферроцена и толуола [3].

Проведенное в нашей работе систематическое исследование структурных превращений катализаторов для трех различных типов синтезов, показало, что процесс образования нанотрубок связан со структурными превращениями, происходящими в частицах металла – катализатора. Непосредственный рост нанотрубок происходит на мелких каталитических частицах α -Fe(C), покрытых карбидной оболочкой, а зародышем образования углеродной нанотрубки является обнаруженный нами во всех трех процессах железо-металл-графитовый комплекс, который формирует из аморфного углерода нанотрубку и определяет ее диаметр.

- [1] Новакова А.А., Киселева Т.Ю., Ильина (Корнеева) Ю.В., Тарасов Б.П., Мурадян В.Е. Углеродные наноструктуры, полученные на Fe–Ni катализаторе // ISJAEE (Альтернативная энергетика и экология) 2004.- №3(11).- С.37-43.
- [2] A.A. Novakova, Yu.V. P'ina (Korneeva), E.I. Stepanov, A.A. N.N. Uferov, E.G. Rakov Study of Fe-MgO catalyst structural transformations in the process of pyrolytic synthesis of carbon nanomaterials // "NATO Security through Science Series A: Chemistry and Biology". Kiev 2006. P. 487-492.
- [3] Корнеева Ю.В., Новакова А.А., Обьедков А.М., Зайцев А.А., Домрачев Г.А. Исследование углеродных наноструктур, полученных методом пиролизного синтеза // Поверхность (принято в печать).

НАНЕСЕНИЕ СЛОЁВ ДИСУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА НА УГЛЕРОДНЫЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗЛИЧНОЙ КРИВИЗНЫ

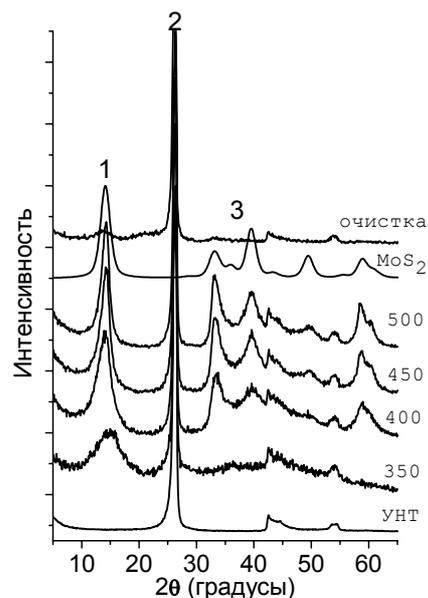
В.О.Коротеев, А.В.Окотруб, Ю.В.Миронов, Ю.В.Шубин, Л.Г.Булушева

Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН
e-mail: koroteev@che.nsk.su

Проведено прямое химическое осаждение слоев дисульфида молибдена на поверхности различных углеродных наночастиц. В качестве исходных материалов использовались многослойные углеродные нанотрубы, терморасширенный графит, углеродные полиэдры и многослойные азотсодержащие CN_x нанотрубы, полученные пиролизом ацетонитрила при температуре 850°C на частицах Co/Ni . Данные материалы различаются дефектностью слоёв, а так же кривизной поверхности. Высокие температуры электрической дуги приводят к хорошей графитизации слоёв и синтезу прямых нанотрубок. Кинетические особенности каталитического синтеза в совокупности с низкими температурами способствуют формированию большого числа дефектов, что приводит к изгибу нанотрубок. Материал, содержащий углеродные частицы, тщательно измельчался и затем смешивался с раствором тиомолибдата аммония $((NH_4)_2MoS_4)$. Далее в раствор добавлялось небольшое количество концентрированной соляной кислоты (HCl) (2–5 мл). Смесь отстаивалась в течение суток и фильтровалась на поликарбонатном мембранном фильтре. Осадок прокаливался в вакууме при температурах от 523 К до 823 К в течение 60 минут. Методом просвечивающей электронной микроскопии показано формирование на поверхности частиц покрытия MoS_2 . Было обнаружено, что для получения однородного покрытия на разных материалах необходимы разные температуры. Для одного и того же материала с увеличением температуры отжига увеличивается ОКР частиц MoS_2 , что в конечном счёте приводит к образованию кристаллических наночастиц MoS_2 на поверхности углеродного материала. Все присутствующие в образце типы углеродных частиц подвергаются покрытию в разной степени, в зависимости от кривизны их поверхности и дефектности. Во всех данных образцах присутствует объёмный дисульфид молибдена.

Для очистки образцов от объёмного дисульфида молибдена использовалось центрифугирование в бромформе. В результате был получен материал, состоящий из электродуговых углеродных нанотрубок, частично покрытых одиночным протяжённым слоем MoS_2 . Весь остальной дисульфид молибдена был удалён из образца.

Результатом работы является разработка методики химического осаждения MoS_2 на различные углеродные материалы и методики очистки полученных материалов от объёмного MoS_2 .



Рефлексы: 1 – (002) MoS_2
2 – (002) MWNT
3 – (100) MoS_2 и (101) MoS_2

ОСОБЕННОСТИ ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

В.С.Кортов, А.Б.Ермаков², А.Ф.Зацепин¹,
М.А.Уймин², С.В.Никифоров¹, А.А.Мысик²

¹Уральский государственный технический университет

V.Kortov@mail.ustu.ru

²Институт физики металлов УрО РАН

Актуальной задачей является создание люминофоров с высоким световым выходом в различных частях спектра на основе оксидных наноконструктов. С этой целью исследовались спектры свечения наноструктурной керамики Al_2O_3 методами фото- и катодолюминесценции. Для сравнения в сопоставимых условиях были измерены аналогичные спектры люминесценции монокристаллов α - Al_2O_3 .

Образцы наноструктурной керамики были изготовлены из порошка, полученного методом газофазного синтеза при последующем спекании при температуре 500°C. Они аттестовывались с применением просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА). Исследовались две партии образцов: с удельной поверхностью 23 м²/г и 95 м²/г. Согласно данным ПЭМ картины электронной дифракции соответствуют γ - фазе оксида алюминия.

В спектрах фото- и катодолюминесценции монокристаллов α - Al_2O_3 четко выделяются полосы свечения F (3,0 эВ) и F⁺ (3,8 эВ) – центров, созданных кислородными вакансиями, захватившими соответственно два и один электрон. Спектры нанокерамики при аналогичном возбуждении характеризуются широкой полосой, в которой можно выделить набор более узких полос гауссовой формы. Среди них присутствует полоса свечения F-центров, однако она сдвинута в длинноволновую область на 0,2 эВ и значительно уширена. Принадлежность ее F-центрам подтверждена селективным возбуждением образцов в полосу F-поглощения (6,01 эВ).

Обнаружены две новые полосы свечения - при 3,5 эВ и 4,2 эВ. Первая из них может быть связана с полосой свечения F⁺ - центров, смещенной на 0,3 эВ в область длинных волн. Не исключено, что существенный вклад в интенсивность этой полосы вносят поверхностные F⁺_s - центры, сконцентрированные на границах наночастиц. Совершенно новой является полоса свечения в ближнем ультрафиолете (4,2 эВ), которая не наблюдается в монокристаллах. Возможно, ее появление обусловлено присутствием γ -фазы в исследуемых образцах нанокерамики или дефектами, специфичными для наноструктурного состояния оксида алюминия.

Общей закономерностью люминесценции нанокерамики является уменьшение длительности свечения F- центров по сравнению с монокристаллом. Коротким временем свечения характеризуются также новые полосы. При этом явно проявляется размерный эффект: длительность свечения у образцов с мелкими наночастицами меньше, чем у образцов с наночастицами более крупных размеров. Возможно, что наблюдаемые эффекты связаны с уменьшением времени жизни возбужденных состояний центров свечения в исследуемой нанокерамике из-за иной динамики диссипативных процессов в наноструктурах.

МАКРОКИНЕТИКА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОРОШКОВ АЛЮМИНИЯ С ВОДОЙ

А.В.Коршунов, А.П.Ильин, Г.А.Воронова, Е.Б.Голушкова

*Томский политехнический университет
e-mail: androkor@mail.ru*

Работа посвящена изучению физико-химических закономерностей взаимодействия порошков алюминия, полученных методом электрического взрыва проводников, с жидкой водой. В результате взаимодействия Al с водой образуются высокопористые оксидно-гидроксидные фазы, являющиеся ценными исходными материалами для получения композитов, носителей и катализаторов, сенсорных устройств, фильтрующих элементов [1]. Реакция Al с водой является также перспективной для использования в компактных источниках водорода. Использование промышленных алюминиевых порошков, состоящих из частиц микрометрового размера, для получения пористых материалов в режиме гидротермального синтеза сопряжено с энергетическими затратами на поддержание высокой температуры в ходе процесса. Степень превращения Al при этом относительно низка и составляет в среднем 40%.

Порошки алюминия, полученные методом электрического взрыва проводников, характеризуются высокой дисперсностью (среднеповерхностный диаметр частиц 90-180 нм). Особенности структуры частиц электровзрывных порошков (ЭП) Al наряду с высокой дисперсностью обуславливают их высокую реакционную способность. Процесс взаимодействия ЭП с водой характеризуется индукционным периодом, продолжительность которого определяется структурой и толщиной оксидного слоя на поверхности частиц, а также начальной температурой и pH реакционной смеси. При определенном соотношении масс реагентов за счет высокой скорости взаимодействия и значительного теплового эффекта (до 17 кДж/г Al в зависимости от формы твердого продукта) реакция может протекать в режиме теплового взрыва. При этом, в связи с превышением скорости тепловыделения по сравнению со скоростью теплоотвода, а также по причине высокой теплопроводности металла возможно локальное разогревание металлических частиц в ходе реакции до температуры порядка сотен градусов. Изучена скорость реакции ЭП Al с водой в зависимости от pH, температуры, интенсивности перемешивания, соотношения масс реагентов. Показано, что зависимость степени превращения Al от времени в изотермических условиях описывается кинетическим уравнением псевдопервого порядка, аналогичным для ряда топохимических процессов. На основе полученных данных определены эффективные величины константы скорости и энергии активации реакции, построены макрокинетическая модель реакции и модель гомотетического растворения сферической частицы Al в изотермических условиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №06-08-00707-а).

[1] Тихов С.Ф., Романенков В.Е., Садыков В.А., Пармон В.Н., Ратько А.И. // Кинетика и катализ, 2005.- Т.46. №5.- С.682-700.

НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПЛЕНКИ НИТРИДА И КАРБОНИТРИДА БОРА, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ CVD и PECVD

М.Л. Косинова¹, В.С. Суляева¹, Ю.М. Румянцев¹, Н.И. Файнер¹, В.Г. Кеслер²,
В.В. Кириенко², Б.М.Аюпов¹, Е.А. Максимовский¹, В.С. Данилович¹,
Б.А. Колесов¹, Ф.А.Кузнецов¹

¹*Институт неорганической химии имени А.В. Николаева СО РАН,
e-mail: marina@che.nsk.su*

²*Институт физики полупроводников СО РАН
e-mail: kesler@isp.nsc.ru*

Особый интерес в настоящее время вызывают материалы с уникальными свойствами (алмаз, карбиды и нитриды кремния и бора), получение которых обычно связано с большими температурами и давлениями. Летучие элементоорганические соединения ввиду их большого разнообразия используются в качестве исходных веществ для синтеза самых различных материалов. Создание новых газофазных процессов с использованием элементоорганических соединений позволяет избежать этих трудностей. В работе осуществлен синтез новых материалов на основе карбонитрида бора за счет термического и плазмохимического разложения элементоорганических соединений, содержащих в себе все необходимые для этого элементы (В, С, N) – триметилборазин, триметиламинборан и триэтиламинборан. Синтез проводился при пониженном давлении (10^{-2} - 10^{-1} мм.рт.ст.) и сравнительно низкой температуре (473-973 К). Определение типа связей, химического и фазового состава синтезированных слоев осуществлялось методами энергодисперсионной спектроскопии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, ИК и КР-спектроскопии и рентгенофазового анализа с использованием синхротронного излучения. Оптические свойства пленок изучались с помощью эллипсометрии и спектрофотометрии, а исследование электрофизических характеристик проводилось с помощью вольт-фарадных и вольт-амперных измерений. Для изучения механических свойств (микротвердости и модуля упругости) использовался наноиндентор.

Карбонитриды бора в этих процессах были получены в виде тонких пленок (200-500 нм) на различных подложках. В зависимости от условий синтеза пленки содержали В, С, N и кислород, в качестве примеси, в различных соотношениях. ИК-спектры показали наличие связей, отвечающих соединениям BN, B₄C, BC_xN_y. По данным HRTEM и РФА СИ структура пленок может быть аморфной или содержащей нанокристаллы в аморфной матрице. Максимальная микротвёрдость плёнок карбонитрида бора, синтезированных из смеси ТМАБ с гелием равна 34 ГПа. Пленки, синтезированные из ТЭАБ имели микротвердость равную 40 ГПа. Пленки BC_xN_y, синтезированные методом PECVD при низких температурах (473 – 723 К) обладают диэлектрическими свойствами. В исследованном интервале условий величина диэлектрической проницаемости изменялась от 3.8 до 6.0, а удельное сопротивление от 5.0×10^{12} до $1,3 \times 10^{15}$ Ом·см.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 06-03-32713), Междисциплинарного интеграционного проекта СО РАН № 67, гранта президента РФ для поддержки ведущих научных школ № НШ-4419.2006.3.

ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОПОРОШКОВ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА ПРОВОЛОКИ

Ю.А.Котов, А.В.Багазеев, А.И.Медведев, А.М.Мурзакаев, А.К.Штольц

Институт Электрофизики УрО РАН
e-mail: kotov@iep.uran.ru

Ранее было показано, что при электрическом взрыве алюминиевой проволоки (ЭВП) в воздухе можно получать нанопорошки Al_2O_3 и было установлено влияние перегрева металла, концентрации кислорода в газе, диаметра проволоки и давления окружающего газа на процесс образования наночастиц. Однако, из-за того, что все результаты получены разными авторами, пока нет ясной картины по изменению характерного размера частиц, фазового состава и выхода порошка от условий ЭВП. Что и составило цель настоящей работы.

Исследовано влияние перегрева металла ($K = 0,35 \dots 2,2$), концентрации кислорода в газе ($kO_2 = 1 \dots 21$ %об.) и сорта газа (аргон, азот) на удельную поверхность порошков, фазовый состав, структуру, морфологию и распределение частиц по размерам, и выход нанопорошков Al_2O_3 . Выполнялись также волюмометрический, термогравиметрический и седиментационный анализы.

Показано, что использование режимов ЭВП с высоким перегревом ($K \gg 1$), характеризующихся почти полным испарением материала проволоки, можно получать порошки оксида алюминия с удельной поверхностью от 30 до 40 m^2/g в фильтре при уменьшении содержания кислорода в среде с 21 до 3 %об. При этом выход составил - 85 %мас. Металлический алюминий сосредоточен, в основном, в частицах > 200 нм.

Снижение интенсивности окисления, за счет недостатка кислорода ($kO_2 = 1$ %об.), приводит к увеличению удельной поверхности порошков до 55 m^2/g , нарастанию доли металлического алюминия до 10...20 %мас. и к снижению выхода нанопорошков. С уменьшением перегрева доля неокисленного металла значительно возрастает, до 25...60 %мас. Такие порошки могут представлять интерес для создания керамик как готовые смеси с равномерно распределенными частицами Al и Al_2O_3 .

Снижение перегрева проволоки до значений, соответствующих температуре начала кипения ($K = 0,35$), обеспечивает увеличение удельной поверхности порошков до 60 m^2/g в смеси аргон-кислород и до 80 m^2/g в смеси азот-кислород, однако при этом снижается выход из-за налипания крупных несгоревших капель на стенки взрывной камеры. При этом увеличивается содержание $\gamma-Al_2O_3$ до ≥ 95 %мас.

Нанопорошки имеют только γ и δ – фазы Al_2O_3 с соотношением, зависящим от условий взрыва. Частицы порошков имеют сферическую форму и являются слабоагрегированными. Распределения наночастиц, полученных при $K \gg 1$, имеют одну моду в области размеров < 50 нм.

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОЛУЧЕНИЯ МОЛЕКУЛЯРНЫХ КОМПОЗИТОВ

С.В.Котомин, В.Е.Древаль, В.Г.Куличихин, Г.Шамбилова

*Институт нефтехимического синтеза РАН
119991 Москва, Ленинский проспект, 29
email: rheo@ips.ac.ru*

Одним из перспективных направлений современного полимерного материаловедения является создание молекулярных композитов, в которых дискретная армирующая фаза жесткоцепного полимера диспергирована на молекулярном уровне в матрице гибкоцепного полимера. Теоретические принципы получения молекулярных композитов были сформулированы П.Флори более 50 лет назад. Главная проблема при создании молекулярных композитов из смесей полимеров в общем растворителе заключается в обеспечении фазовой стабильности смесей жесткоцепных и гибкоцепных полимеров в растворе и сохранении высокодисперсного состояния фибрилл из жесткоцепного полимера в твердой фазе после удаления растворителя. Эта проблему традиционно решали путем улучшения совместимости компонентов за счет введения дополнительных компонентов-«совместителей» (как правило, сополимеров с гибкими и жесткими фрагментами).

Нами предложен иной подход, позволяющий управлять процессом формирования морфологии композитов при формовании и осаждении из растворов смесей полимеров, реализуемых в технологии получения волокон из раствора. В условиях течения смеси полимеров через тонкий капилляр (фильеру) возникают растягивающие напряжения, вызывающие формирование в дисперсной фазе ультратонких волокон из жесткоцепного полимера, сохраняющихся после удаления растворителя. В этом случае фазовая гетерогенность растворов является положительным фактором и может быть стабилизирована соответствующими поверхностно-активными веществами.

Используя кинетически устойчивые смеси из доступных и выпускаемых в промышленном масштабе в России полимеров - жесткоцепного полиамидбензимидазолтерефаламида и гибкоцепного термопластичного полисульфона, удалось создать композиты с регулируемыми прочностными и термодформационными свойствами – от высокопрочных предельно-армированных пластиков до теплостойких термопластов.

Работа поддержана грантами РФФИ (№ 05-03-32668-а) и Программой ОХНМ РАН (проект № ОХНМ-03/128-117/260603-889).

**ВЛИЯНИЕ ПРОМОТОРОВ Me^{3+} (Fe, Y, Al) НА КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ
СТРУКТУРУ И ТЕКСТУРНЫЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ СИСТЕМ
НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ**

Л.И.Кузнецова, П.Н.Кузнецов, А.М.Жижаев, Е.А.Кутихина

Институт химии и химической технологии СО РАН
660049, г. Красноярск, ул. К. Маркса, 42
e-mail: kpn@icct.ru

Проведено сравнительное исследование процесса формирования оксидных систем Me^{3+} - ZrO_2 ($Me = Fe^{3+}, Y^{3+}, Al^{3+}$), полученных способами термического или механохимического воздействия на соосажденные гидроксиды.

Установлено влияние промоторов Me^{3+} (Fe^{3+}, Y^{3+}, Al^{3+}) на кристаллическую структуру и текстурные свойства наноразмерных бинарных систем на основе диоксида циркония, полученных методом соосаждения гидроксидных предшественников с последующей термообработкой. Показано, что при формировании оксидов в области температур 500-700⁰С с увеличением концентрации промоторов от 1,5 до 10 ат.% наблюдается переход от моноклинной к преимущественно тетрагональной модификации ZrO_2 .

Изучено влияние механохимической активации в центробежно-планетарной мельнице аморфного, модифицированного катионами Fe^{3+}, Y^{3+} гидроксида циркония на формирование дисперсных оксидных систем на основе ZrO_2 . Установлено, что интенсивное механическое воздействие стимулирует процессы дегидратации гидроксидных предшественников и кристаллизации наноразмерной тетрагональной модификации ZrO_2 . Введение катионов Fe^{3+}, Y^{3+} благоприятствует образованию симметричной формы диоксида циркония. Установлено ускорение процесса образования тетрагонального ZrO_2 при введении 1,5-10 ат.% иттрия или 5-10 ат.% железа.

Детально охарактеризован фазовый состав, распределение промоторов между объемом и поверхностью и текстурные свойства (удельная поверхность, размер частиц и кристаллитов, распределение пор по размерам) оксидных систем Fe^{3+}, Y^{3+}, Al^{3+} - ZrO_2 , полученных способами механохимического и термохимического воздействия на гидроксиды. Показано, что оба способа обеспечивают получение наноразмерного диоксида циркония тетрагональной модификации с селективностью, близкой к 100%.

По результатам исследования динамики процесса механохимической активации и физико-химических свойств получаемых продуктов обосновано предположение, что стабилизация более симметричной формы ZrO_2 обусловлена как образованием твердых растворов замещения $Zr_{1-x}(M^{3+})_xO_{2-0.5x}$, так и уменьшением размера кристаллитов.

Вместе с тем, установлено принципиальное отличие текстурных свойств оксидов, полученных разными методами. Механохимический синтез обеспечивает получение однородного мезопористого оксида тетрагональной модификации, однако имеющего сравнительно малые величины удельной поверхности и общего объема пор.

Осуществлено конструирование кислотных катализаторов на основе тетрагонального оксида циркония путем промотирования гидроксидных предшественников катионами Fe^{3+} или Al^{3+} и последующего нанесения сульфатных групп и платины. Эффективность катализаторов показана в реакции изомеризации легких алканов.

ТЕРМИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ФОРМИАТОВ ВИСМУТА

К.В.Кузнецова¹, К.Ю.Михайлов, Ю.М.Юхин²

¹Новосибирский государственный университет

²Институт Химии Твердого Тела и Механохимии СО РАН

e-mail: Yukhin@solid.nsc.ru

Висмут и его соединения нашли широкое применение в различных областях науки и технике, медицине и в быту. Оксиды висмута перспективны при изготовлении керамическим методом - сегнетоэлектрических, сцинтилляционных, акустооптических, каталитических и других материалов. Металлический висмут перспективен при использовании в оптических и электрооптических приборах, термоэлектрических материалах, а так же в составе фармацевтических препаратов. До 45% висмута используется в медицине в виде соединений.

Все большее внимание уделяется перспективным материалам, содержащим наноразмерные частицы висмута и его оксида. Одним из способов получения наноразмерных частиц металлов является термическое разложение соответствующих органических солей. Поэтому использование в качестве прекурсора формиатов висмута для получения мелкокристаллических частиц металла и его оксида является актуальным.

Целью работы являлось исследование процессов термических превращений формиатов висмута для синтеза мелкокристаллических порошков металлического висмута и его оксидов.

Синтез формиата $\text{Bi}(\text{O}_2\text{CH})_3$ и оксоформиата $\text{BiO}(\text{O}_2\text{CH})$ проводился при взаимодействии оксида висмута с муравьиной кислотой или их осаждения при добавлении к раствору перхлората висмута муравьиной кислоты. Рабочая температура отжига выбиралась исходя из данных ДТА.

Исследования, проведенные в инертной атмосфере и в вакууме, свидетельствуют, что при разложении оксоформиата висмута образуется смесь из металлического висмута и его оксида, в то время как формиат разлагается до металла. На воздухе формиаты висмута разлагаются до оксидов. При термическом воздействии в области температур 210 – 300°C на воздухе происходит образование метастабильной тетрагональной фазы $\delta\text{-Bi}_2\text{O}_3$, которая при последующем повышении температуры переходит в моноклинную фазу $\alpha\text{-Bi}_2\text{O}_3$. По данным ИК-спектроскопии в образцах оксоформиата висмута, отожженного при мягких условиях, имеются полосы поглощения, принадлежащие карбоксильной группе, что свидетельствует о наличии в продукте примеси оксокарбоната висмута.

Микроскопический анализ показал, что размеры частиц Bi и Bi_2O_3 составляют порядка 1 мкм. После отжига морфология исходных образцов сохраняется. По данным электронной микроскопии после мягкого отжига формиата висмута при 180°C образец содержит частицы висмута размером около 20 нм.

В случае термического разложения формиатов висмута в высококипящем органическом растворителе (бензиловом спирте), при температуре 200°C, получены частицы металлического висмута пластинчатой формы размером 1-2 мкм. Проведенные исследования также подтверждают возможность получения смешанных мелкокристаллических порошков висмут-медь или никель необходимых для создания висмутсодержащих материалов в результате термического разложения их формиатов в высококипящем органическом растворителе.

ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДИОКСИДЕ ЦИРКОНИЯ ПОДВЕРГНУТОМ ВОЗДЕЙСТВИЮ КУМУЛЯТИВНОЙ СТРУИ

С.Н.Кульков, С.А.Кинеловский

ИФПМ СО РАН, г.Томск, 634021, пр.Академический, 2/1, ИГиЛ СО РАН
e-mail: kulkov@ms.tsc.ru

Нанокристаллические порошки являются одними из наиболее перспективных для получения высокопрочной керамики. В таких порошках формируется равномерное по сравнению с крупными распределение компонентов по частицам, а также запасается значительная избыточная энергия. В последнее время наблюдается повышенный интерес к динамическим способам обработки дисперсных порошков, позволяющим эффективно воздействовать на порошковую среду. При этом может наблюдаться дополнительная «активация» порошка, за счёт повышения дефектности кристаллической решётки.

Изучены особенности фазового состава и структуры нанокристаллических порошков на основе диоксида циркония и их изменения после воздействия на нанодисперсную среду при обработке в кумулятивной струе. Нагружение осуществлялось путём подрыва заряда взрывчатого вещества, расположенного вокруг тонкостенного конуса с порошком. Порошок имел начальную плотность, равную 0.45 и 1.48 г/см³.

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии частицы порошка имеют типичную, для плазмохимического способа получения морфологию. Большую долю частиц составляют полые сферы, полые оболочки, плёнки. Частицы являются поликристаллами, при этом, их электронограммы имеют кольцевое строение, характерное для нанокристаллического состояния. Темнопольное исследование структуры частиц позволило установить, что основная доля кристаллитов (с размером $D < 50$ нм) являются однодоменными монокристаллами.

В большинстве частиц, при темнопольном исследовании структуры выявляется до 3-х уровней дефокусировки изображения поликристаллической структуры, что свидетельствует о зёрненной многослойности частиц. Порошок характеризуется средним размером кристаллитов около 20 нм, а распределение по размерам достаточно «широкое» - дисперсия составляет $\sigma = 11$ нм. Большинство кристаллитов являются однодоменными монокристаллами высокотемпературных модификаций. Рефлексы моноклинной модификации наблюдаются лишь на электронограммах от частиц с крупными кристаллитами.

Рентгенографически показано, что в исходном состоянии в порошке присутствует небольшое количество (до 10%) моноклинной фазы, что вероятно связано с недостаточным количеством легирующего элемента для полной стабилизации тетрагональной структуры. После кумулятивного нагружения количество моноклинной составляющей существенно уменьшилось, причем имеется явная зависимость от исходной насыпной плотности порошка, а морфология конгломератов существенно изменяется.

Обнаружен эффект релаксации сформированного неравновесного состояния, которая завершается при комнатной температуре при 1000-часовой выдержке – порошок приходит в исходное состояние, которое он имел до обработки. Оценена энергия активации процесса релаксации, оказавшаяся аномально низкой.

СИНТЕЗ НАНОКЕРАМИКИ МЕТОДАМИ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ

С.Н.Кульков¹, М.В.Кременчугский², А.И.Рачковский², Г.Ю.Сморчков²

¹*ИФПМ СО РАН, г.Томск, 634021, пр.Академический, 2/1*

e-mail: kulkov@ms.tsc.ru

²*ФГУП «РФЯЦ – ВНИИЭФ»*

Исследована структура и технологические свойства нанопорошков на основе диоксида циркония и прочностные свойства горячепрессованной керамики.

Установлено, что в исходном состоянии порошок находится в тетрагональной фазе. Отжиг при низких температурах приводит к увеличению количества моноклинной фазы, а при 1000°C ее количество уменьшается примерно до 5 %. Фазовое состояние порошков после механической активации не изменяется.

Размер кристаллитов с увеличением температуры растет, причем наиболее существенно после 900 °С, а уровень микроискажений кристаллической решетки диоксида циркония монотонно уменьшается практически в пять раз. Механическая активация порошков приводит к немонотонному изменению размеров кристаллитов и уровня микроискажений решетки – при 5-10 часах активации обе эти величины максимальны.

Прессуемость с ростом температуры сначала уменьшается, а затем при 900 °С выходит на насыщение. Механическая активация приводит к уменьшению показателя прессуемости, что связано с двухфазным состоянием порошка, когда облегчается разрушение его частиц при приложении давления. Свободное спекание после одностороннего прессования обоих порошков до 1200 °С позволяет получить образцы с пористостью до 40% и удовлетворительной прочностью.

Микроструктура материал после горячего прессования наследует морфологическое строение исходных порошков, а увеличение температуры горячего прессования до 1200°C позволяет получать образцы с прочностью более 700 МПа и с плотностью близкой к теоретической для диоксида циркония.

Увеличение времени выдержки (до пяти часов включительно) при температурах 1000 и 1200°C не приводит к повышению плотности образцов. Показано, что оптимальное время выдержки, при котором уплотнение практически заканчивается, составляет 40 минут.

ПОЛИМЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА БАЗЕ АЛИФАТИЧЕСКИХ ПОЛИАМИДОВ, НАПОЛНЕННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ ГЕОМОДИФИКАТОРАМИ

И.Ю.Ларин, В.А.Лиопо

Гродненский государственный университет имени Янки Купалы ,
e-mail: larin_iy@tut.by

При выборе материала полимерного покрытия конкретного узла трения во внимание берутся следующие факторы: адгезионная прочность соединений с металлами, нагрузочно-скоростной режим работы, климатические условия, технический ресурс, ориентировочная стоимость [1]. Покрытия, работающие в тяжело нагруженных узлах трения, должны отличаться высокой прочностью и оптимальным сочетанием триботехнических характеристик. Среди многотоннажно выпускаемых термопластичных полимерных материалов большую долю составляют высокомолекулярные соединения класса полиамидов.

Полиамиды относятся к линейным кристаллическим полимерам. Их макромолекулы содержат метиленовые и амидные группы, соотношение между которыми существенно влияет на многие свойства полимеров. Наличие полярных амидных групп является одной из причин низкой стойкости полиамидов в полярных жидкостях, таких, как фенолы, серная, муравьиная и другие кислоты, а также высокого водопоглощения. Молекула полиамида 6, имея менее длинную цепь обладает большим дипольным моментом и поэтому ПА6 более склонен к электризации чем сополимеры гомологического ряда. Кроме того, синтез ПА 11 и ПА 12 - сложный и энергоемкий процесс.

Целью исследования являлось изучение механизма модифицирующего действия функциональных компонентов в композициях на основе ПА6, регулирующих молекулярную подвижность, что должно привести к формированию в полимере более совершенной и, следовательно, более устойчивой структуры.

В работе [2] изучены структура и свойства природных геосиликатов, а также их влияние на свойства полимерных матриц, обусловленное наличием нескомпенсированного заряда на ювенильных поверхностях скола частицы. Для оценки степени активности веществ использовали метод термостимулированной деполяризации, основанный на измерении разрядного (термостимулированного) тока (ТСТ) диэлектрика при условии $dT/dt = \text{const}$. Спектр ТСТ как функция температуры имеет характерную форму в зависимости от типа диэлектрика и условий поляризации. По спектру ТСТ, исходя из числа максимумов тока, можно определить количество релаксационных механизмов, ответственных за электретное состояние образца материала.

В качестве связующего звена молекул термодинамически несовместимых полимеров ПЭНД и ПА 6 использовали природный минерал - кремний, относящийся к геологическому периоду позднего мела. При модифицировании обнаруживается гиперболическое снижение показателя текучести расплава полимеров. Изменение структуры материала проходит по механизму модифицирования полимерной матрицы, основанном на формировании пространственной сетки квазикристаллических структур в матрице под действием нескомпенсированного заряда модифицирующего агента.

[1] Довгяло А.В., Юркевич О.Р. Композиционные материалы и покрытия на основе дисперсных полимеров. -Минск.: Наука и техника, 1992-241с.

[2]. Лиопо В.А. и др. Природные модификаторы полимерных термопластичных матриц. Тез. докл. Международной НТШК «Молодые ученые 2002» Москва, 2002

ВЛИЯНИЕ СУЛЬФИДНОЙ СЕРЫ НА ВОССТАНОВЛЕНИЕ Au (III) И СВОЙСТВА ОБРАЗУЮЩИХСЯ НАНОЧАСТИЦ

М.Н.Лихацкий, Ю.Л.Михлин

Институт химии и химической технологии СО РАН
e-mail: likhatski@narod.ru

Известно, что наночастицы золота, содержащие серу и ее неорганические производные, обладают рядом специфических свойств, обусловленных как размерными факторами, так и особенностями взаимодействия поверхностных форм серы с золотом. Сера способна образовывать более плотные адсорбционные покрытия на золоте, чем S-содержащие органические лиганды, например, тиолы, связи S-S и Au-S вплоть до фазовых элементарной серы и сульфидов золота, в т. ч. структуры типа ядро-оболочка и т.д. Интерес представляют оптические свойства наночастиц, получаемых прямым восстановлением HAuCl_4 сульфидом, в частности, как среды для усиленного поверхностно комбинационного рассеяния и появление, помимо плазмонного пика в области 520-540 нм, отвечающего сферическим наночастицам золота, перестраиваемого поглощения в области 600-1200 нм, природа которого не ясна.

Целью работы было изучить условия получения и свойства наночастиц, образующихся при прямом восстановлении Au (III) сульфидом натрия в кислых хлоридных растворах, и сопоставить их со свойствами наночастиц золота, стабилизированных цитратом, к которым на разных стадиях восстановления прибавлялась сульфидная сера.

Установлено, что при добавлении раствора Na_2S к HAuCl_4 на разных стадиях цитратного восстановления (по методу Туркевича) при мольных отношениях S/Au = 1-3 отмечается батохромный сдвиг плазмонной полосы, что отвечает укрупнению частиц; образования дополнительных плазмонных полос в области спектра 350-800 нм обнаружено не было. При мольных отношениях S/Au менее 1 в цитратно-сульфидных гидрозолях наблюдали гипсохромный сдвиг полосы поверхностного плазмонного резонанса относительно таковой для цитратного гидрозоля, не модифицированного серой. Соответствующие изменения размеров частиц подтверждаются методом СТМ.

Продукты прямого восстановления HAuCl_4 с помощью сульфида натрия содержат в спектре одну или две длинноволновые полосы плазмонного резонанса. Найдены способы настраивать положение и интенсивность максимума в диапазоне 600-900 нм и интенсивность третьего максимума около 1020 нм, варьируя мольное отношение S/Au, интервал времени между прибавлением двух порций сульфида (при двухстадийном синтезе), способ нагрева (обычный и СВЧ). Так, с увеличением pH раствора происходит длинноволновой сдвиг второго максимума плазмонного резонанса и снижение его интенсивности. СВЧ-нагрев позволяет получить растворы наночастиц с более интенсивным поглощением, чем при обычном нагреве, в одну стадию. Данные просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения показывают наличие нескольких популяций наночастиц, включая частицы размерами 20-50 нм и 3-5 нм и их агрегаты, и частицы таблитчатой формы. Наноструктур типа ядро (Au_2S) -оболочка (Au^0) надежно выявлено не было.

НАНОРАЗМЕРНЫЕ ФОРМЫ РАСШИРЕННОГО ГРАФИТА С ПОВЫШЕННОЙ СОРБЦИОННОЙ ЕМКОСТЬЮ

В.Г.Мако́тченко, А.С.Назаров

Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН
e-mail: mwg@che.nsk.su

Хорошо известен расширенный графит (РГ), получаемый при быстром терпораспаде интеркалятов графита (ИГ) с летучими веществами и терморасширяющегося графита (ТРГ), образующегося при гидролизе бисульфата и нитрата графита. Эти методы позволяют получать РГ с насыпной плотностью 3 – 6 кг/м³. В последние годы РГ находит все большее применение как неполярный углеродный сорбент с графитовой структурой для поглощения нефти и нефтепродуктов, медикобиологических средств. Это повышает интерес к разработке методов получения РГ с повышенной сорбционной емкостью.

При термораспаде ИГ и ТРГ расширение графита достигается за счет быстрого возрастания давления летучих интеркалянтов. При изучении термических свойств интеркалятов фторированного графита (ИФГ) нами установлено, что расширение графита достигается не только за счет возрастания давления летучего интеркалянта, но и за счет образования газообразных продуктов термического разложения фторграфитовой матрицы (в основном CF₄). В результате образуется РГ с насыпной плотностью 1,3 – 1,7 кг/м³.

Изучение субатомной структуры нового РГ методом малоуглового нейтронного рассеяния показало, что 80 % объема РГ занимают частицы 6 – 8 и 20 – 30 нм. Мелкие частицы обладают свойством поверхностного фрактала с размерностью $D_s = 2,4 - 2,6$, а более крупные являются гладкими – $D_s = 2,0 - 2,1$. Таким образом, РГ, получаемый из ИФГ является наноразмерным объектом. На снимках ЭВМР фиксируется нанотубулярная структура этого РГ с толщиной микроволокон 4 – 6 нм. Поэтому новый наноразмерный РГ представляет большой интерес как сорбент и углеродная матрица для получения композитных материалов нанографит – нанометалл.

Изучение сорбционной емкости наноразмерного РГ показало, что она в 3 – 5 раз превышает сорбционную емкость известного РГ и достигает 80 – 90 г/г для керосина, 250 – 300 г/г для 1,1-диметилгидразина и 90 – 100 г/г для N₂O₄.

Сорбция на РГ хлоридов переходных металлов из их водных растворов позволяет получать композиты РГ – соль металла, содержащие до 80 мас. % соли металла. При восстановлении этих композитов водородом получены композиты РГ – М, где М = Fe, Ni, Co, Mn, содержащие 15 – 35 мас. % металла (4 – 10 атомных %). Эффект МУРН обнаруживается на всех полученных нанокompозитах, что свидетельствует о малоразмерности частиц металлической фазы. Установлено, что размер ферромагнитной М-компоненты составляет от нескольких единиц до 10 – 20 нм. Дифрактограммы композитов демонстрируют гексагональную фазу РГ и фазу металлов. В композите РГ – Co фиксируется наличие высокотемпературной (кубической) фазы кобальта.

Полученные данные показывают, что новый наноразмерный РГ представляет большой интерес для экологических технологий в качестве сорбента для поглощения жидких токсикантов, а так же для получения композитов нанографит – нанометалл с повышенным содержанием наночастиц металла (до 35 мас. %).

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 05-03-33209.

СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ ПАЛЛАДИЯ НА УГЛЕРОДНОЙ МАТРИЦЕ

В.А.Мальцев, О.А.Нерушев, С.А.Новопашин, С.З.Сахапов, Д.В.Смовж

*Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН,
e-mail: sanov@itp.nsc.ru*

Осуществлен синтез наночастиц палладия на углеродной матрице при электродуговом распылении композитных, графит-палладиевых, электродов в среде гелия. Для анализа структуры синтезированного материала использовалась электронная просвечивающая микроскопия. Измерение процентного содержания катализатора в синтезированном материале осуществлялось двумя методами. Первая методика состояла в растворении синтезированного материала в смеси концентрированных азотной и соляной кислот. Металл растворялся, а углерод выпадал в осадок. После процедур фильтрации и выпаривания кислот восстанавливалось содержание палладия. В этом анализе не регистрировались инкапсулированные частицы. Вторая методика состояла в выжигании углерода в кислороде при повышенной температуре. В этом случае измерялось полное содержание металла в синтезированном веществе.

Исследовано влияние давления гелия на функцию распределения частиц палладия по размерам, полную и инкапсулированную массовую долю палладия при прочих равных условиях. Измерения проведены при давлениях гелия 5, 10, 15, 25, 50 и 100 торр. В зависимости от давления буферного газа средний диаметр частиц изменялся в диапазоне 5 – 15 нм. На Рис. 1 показана функция распределения частиц по размерам, измеренная по фотографиям с электронного микроскопа для давления 10 торр. Существенная доля частиц палладия оказалась инкапсулирована внутри углеродных структур, что хорошо видно на рис. 2. Измерения показали, что доля инкапсулированных наночастиц составляет 60 – 70 % и слабо зависит от давления буферного газа. На Рис. 2 также видны углеродные нанотрубки, в синтезе которых, очевидно, палладий выступал в качестве катализатора.

Работа выполнена по гранту РФФИ № 05-08-01476.

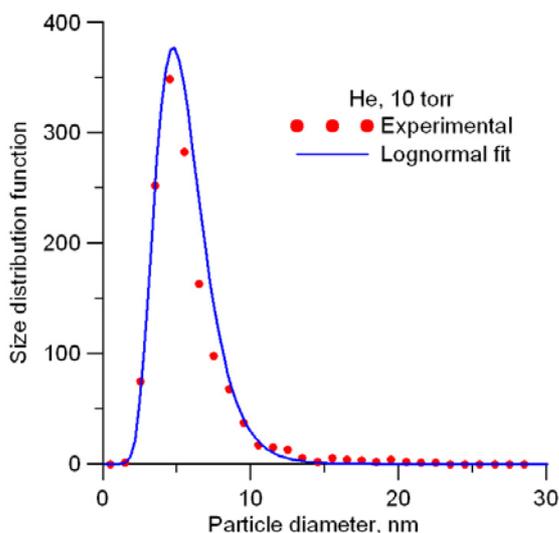


Рис. 1

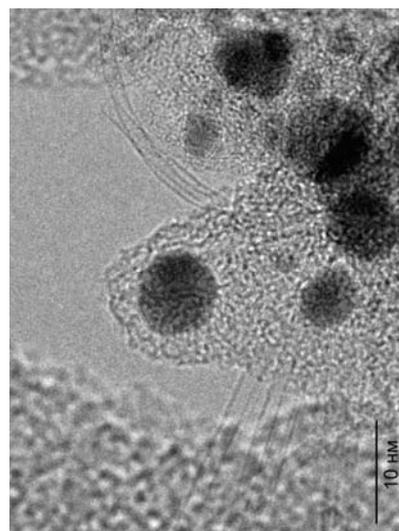


Рис. 2

**СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА
МЕХАНИЧЕСКИ СПЛАВЛЕННЫХ И ОТОЖЖЕННЫХ КВАЗИБИНАРНЫХ
СПЛАВОВ $Fe_{70}Si_xC_{30-x}$**

А.Н.Маратканова, С.Ф.Ломаева, Е.П.Елсуков, А.А.Чулкина

*Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск
e-mail: alena@lasas.fti.udm.ru*

Проведено исследование структуры, фазового состава и магнитных свойств механически сплавленных и отожженных образцов Fe-Si-C в квазибинарном разрезе $Fe(70)Si(x)C(30-x)$; $5 \leq x \leq 20$ ат. %.

Показано, что механическое сплавление смесей порошков состава $Fe(70)Si(x)C(30-x)$ при $5 \leq x \leq 20$ ат. % приводит к образованию аморфной монофазы с практически не зависящими от x магнитными свойствами: среднее сверхтонкое магнитное поле $\bar{H}=225$ кОе (77К), средний магнитный момент на атом Fe $\bar{m}_{Fe}=1.7$ μ_B (77К), температура Кюри $T_c=590-620$ К, коэрцитивная сила $H_c=25$ Ое (300 К). В результате последующего отжига (500°C, 1ч) в системе Fe-Si-C образуется единственное тройное химическое соединение - силикокарбид железа Fe_5SiC , наибольшее количество (95 вес.%) которого обнаружено в образце состава $Fe(70)Si(14)C(16)$. Силикокарбид Fe_5SiC имеет орторомбическую решетку (пространственная группа симметрии $Cmc2.1$) с параметрами $a=1.0422$, $b=0.7939$, $c=0.7461$ нм и шестью неэквивалентными локальными конфигурациями атомов Fe, является ферромагнетиком с $T_c=780$ К, $\bar{m}_{Fe}=1.77$ μ_B (77К) и $\bar{H}=240$ кОе (77К).

СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЖНЫХ ОКСИДОВ ЛИТИЯ МЕТОДОМ СЖИГАНИЯ

Ю.Г.Матейшина¹, Н.Ф.Уваров¹, Б.Б.Бохонов¹, Ю.Т.Павлюхин¹,
У.Лафонт², Э.М.Келдер²

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
630128, Новосибирск, ул. Кутателазде 18*

²*Делфтский технический университет, факультет химической технологии,
Делфт, Нидерланды
e-mail: YuliaM@solid.nsc.ru*

Литий-марганцевые шпинели, допированные ионами различных металлов, таких как Fe, Co, Ni, Cu, Cr обладают высокими значениями потенциала, что позволяет использовать ее в высоковольтных литиевых источниках тока (ЛИТ). Известно, что электрохимическое поведение шпинелей существенным образом зависит от типа используемых исходных реагентов, температуры и условий синтеза. Недавно было показано, что литиевые катодные материалы, обладающие хорошими зарядно-разрядными характеристиками, могут быть получены с помощью методики автовоспламенения [1]. Целью настоящей работы является сравнение физических и электрохимических свойств некоторых допированных литий-марганцевых шпинелей, полученных с использованием твердотельной методики и метода автовоспламенения. В качестве объектов исследования были взяты твердые растворы $\text{LiFe}_x\text{Mn}_{2-x}\text{O}_4$ ($0 \leq x \leq 1$).

В качестве стартовых реагентов для твердотельного синтеза были взяты $\text{LiOH}\cdot\text{H}_2\text{O}$, MnO_2 и Fe_2O_3 . Частично результаты исследований полученных образцов представлены в нашей ранней статье [2]. При использовании метода автовоспламенения в качестве стартовых реагентов были взяты LiNO_3 , $\text{Mn}(\text{NO}_3)_2\cdot\text{H}_2\text{O}$, $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3\cdot 9\text{H}_2\text{O}$, $\text{MnAc}_2\cdot 4\text{H}_2\text{O}$ и $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$.

Методом РФА показано, что все полученные твердые растворы $\text{LiFe}_x\text{Mn}_{2-x}\text{O}_4$ ($0 \leq x \leq 1$) обладают шпинельной структурой. Параметр кристаллической решетки монотонно уменьшается с ростом концентрации марганца в согласии с данными. Размер частиц шпинелей, полученных при использовании методики автовоспламенения, составлял 20-40 нм. Были проведены электрохимические исследования полученных материалов в CR2320 дисковых ячейках с электролитом 1M LiPF_6 в EC/DMC (1:2) и металлическим литием в качестве анода при плотностях тока 0.1-0.5 mA/cm^2 . Зарядно-разрядные кривые характеризуются присутствием 2 плато, которые отвечают электрохимическим процессам $\text{Mn}^{3+} - \text{e}^- \rightarrow \text{Mn}^{4+}$ (4.0-4.1 В) и $\text{Fe}^{3+} - \text{e}^- \rightarrow \text{Fe}^{4+}$ (4.5-4.7 В), соответственно. Значение электрической емкости катодных материалов существенным образом зависит от метода синтеза. Емкость всех образцов, полученных методом автовоспламенения, максимальная на первом цикле, однако существенно падает на втором цикле.

Работа проведена при поддержке гранта ИНТАС No. 05-109-5341, Интеграционного проекта СО РАН № 99 и Лаврентьевского гранта для молодых ученых СО РАН.

[1] U.Lafont, C.Locati, E.M. Kelder // Solid State Ionics, 2006.- V. 177.- P. 3023-3029

[2] Yu. G. Mateyshina, N.F. Uvarov, A.S. Ulihin, Yu. T. Pavlyukhin // Solid State Ionics, 2006.- V. 177.- P. 2769-2773

АКТИВИРОВАННОЕ СПЕКАНИЕ ЖЕЛЕЗНОГО ПОРОШКА НАНОПРОСЛОЙКАМИ НИКЕЛЯ

А.Г.Мейлах, И.Э.Игнатьев

Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург
e-mail: admin@imet.mplik.ru

Известным приемом ускорения уплотнения при спекании некоторых порошковых материалов является введение малых примесей, покрывающих тонким слоем частицы основного порошка. Однако причины этого явления не раскрыты в полной мере. Для развития представлений об активированном спекании в данной работе исследовано влияние добавок 0,5-5,0 % нанокристаллического никеля, полученного разложением оксалата, на спекание в водороде карбонильного железного порошка со средним радиусом частиц $R \approx 2,5$ мкм и удельной поверхностью $0,3$ м²/г. Сокращение объема пор прессовок от температуры спекания ($T=800-1150$ °) описываются уравнением:

$$V_c/V_n = 1,38-8,427 \cdot 10^{-4}T + (0,0875-5,722 \cdot 10^{-5}T)x^{0,5} \ln x, \quad (1)$$

где V_c и V_n , соответственно, объемы пор спеченного тела и прессовки, x – концентрация добавки (масс.%). Видно, что эффект применения добавки уменьшается при увеличении ее концентрации, то есть толщины оболочки (1,8-18 нм) никеля на частицах железа. Тонкие оболочки создают в граничащих с порами слоях частиц железа растягивающие напряжения, соответствующие удвоенному лапласову давлению $-4\sigma/R$, тогда течение материала в направлении поры реализуется при условии $4\sigma/R \geq \sigma_T$ (σ – поверхностное натяжение, σ_T – предел текучести при температуре спекания). В материале без добавки Ni это условие течения выполняется только в точке смыкания изогнутых поверхностей контактирующих частиц, где при добавлении никеля течение материала возможно уже при $8\sigma/R \geq \sigma_T$, то есть при пониженных температурах или использовании порошка с более крупными частицами: $R_{\text{крит}} = 8\sigma/\sigma_T$.

С увеличением толщины оболочки понижается ее растягивающее усилие и огрубляется структура, замедляется диффузия железа в никель, уменьшается концентрация вакансий в спекаемом материале и понижается текучесть. Таким образом, толщина и структура нанослоя Ni являются как энергетическим, так и диффузионным факторами активирования спекания порошкового железа.

Зависимость V_c/V_n от температуры и продолжительности ($t = 5-120$ мин) спекания материала без добавок Ni описывается уравнением (2), а с добавкой 1% Ni – уравнением (3):

$$V_c/V_n = 0,0422 + 655,2 T + (0,9204 - 638,8/T)e^{-t(-78,76 + 109407/T)}, \quad (2)$$

$$V_c/V_n = 1,425 - 9,34 \cdot 10^{-4}T + \left(\frac{1}{-0,435 + 9,45 \cdot 10^{-4}T} + 0,23t \right)^{-1}. \quad (3)$$

По уравнениям (2) и (3) и пористости прессовки - Θ рассчитывается скорость объемной деформации (усадки) материала с добавкой Ni – $\dot{\epsilon}_{Ni}$ и без добавки – $\dot{\epsilon}$, $\dot{\epsilon} = \Theta (V_c/V_n - 1)$. Из соотношений: $\dot{\epsilon}_{Ni} / \dot{\epsilon} \approx 10$ при $T=800$ °С, $\dot{\epsilon}_{Ni} / \dot{\epsilon} \approx 4$ при $T=1000$ °С, $\dot{\epsilon}_{Ni} / \dot{\epsilon} \approx 3$ при $T=1100$ °С видно, что воздействие никеля повышается с понижением температуры спекания. Это объясняется, по-видимому, как и малая продолжительность (≤ 15 мин) влияния добавки, деградацией нанослоя никеля при взаимодействии с железом, ускоряющейся с повышением температуры.

**БИОСОВМЕСТИМОСТЬ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА
С ЛЕГИРОВАННЫМИ ПОВЕРХНОСТНЫМИ СЛОЯМИ
С НАНОСТРУКТУРОЙ**

Л.Л.Мейснер¹, С.Г.Псахье¹, А.И.Лотков¹, И.В.Никонова¹, В.П.Ротштейн²,
В.В.Раздорский³, М.В. Котенко³

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
пр. Академический, 2/1, 634021, Россия
e-mail: llm@ispms.tsc.ru*

²*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, пр. Академический, 4, 634021,
Россия.*

³*Всероссийский научно-практический центр имплантатов с памятью формы,
г. Новокузнецк, ул. Шестакова, 14.*

В докладе представлены результаты сравнительного анализа биосовместимости и коррозионной стойкости имплантатов из никелида титана с модифицированными поверхностными слоями, полученные в экспериментах “in vivo”. Для эксперимента были приготовлены образцы из никелида титана с поверхностями, модифицированными ионами Zr, Au, Ag, Mo, Si и пр., электронными сильноточными пучками и их комбинациями. Образцы были имплантированы в костные ткани трех групп животных на периоды различной продолжительности (для поросят – 7 мес., 1 год, кроликов – 7 мес., морских свинок – 1, 3, 5, 7 мес., 1 год).

После завершения экспериментов проводился комплексный анализ как тканей и органов оперированных животных – гистология, атомно-эмиссионный спектроскопический анализ накопления металлических элементов в тканях печени, легких, почек, сердца, так и металлографический анализ состояния поверхности имплантата. Обнаружены различные типы тканей на поверхностях извлеченных имплантатов: тонкие пленки, коллагеновые волокна, костные ткани. Морфология органических тканей зависит от способа поверхностной модификации металлического имплантата.

Сделан вывод, что модификация поверхности с использованием ионов циркония, титана, а также электронно-лучевой обработкой весьма эффективно повышает коррозионную стойкость и биосовместимость имплантатов из никелида титана, что проявляется в формировании тонкостенной обволакивающей капсулы, быстром восстановлении капиллярной системы вокруг имплантата, отсутствии (выше контрольных пределов) накопления металлических элементов (например, циркония, никеля) в тканях внутренних органов животных.

ВОЗМОЖНОСТИ СОЗДАНИЯ НАНОДИСПЕРСИЙ УГЛЕЙ, СТАБИЛИЗИРОВАННЫХ В РАСТВОРАХ, И СПОСОБ ОЖИЖЕНИЯ АНТРАЦИТА

Т.П.Милошенко¹, С.А.Михайленко², Г.Е.Селютин¹, М.Л.Щипко¹, О.Ю.Фетисова¹,
В.А.Полубояров³

¹*Институт химии и химической технологии СО РАН, Красноярск*

²*Красноярский государственный технический университет, Красноярск*

³*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия*

Хорошо известно [1], для того, чтобы твердые частицы образовывали стабильные дисперсии в жидкостях, они должны хорошо смачиваться жидкостью, их размеры не должны превышать 0,1 мкм, тогда из-за Броуновского движения не возможна их гравитационная седиментация, также эти частицы не должны обладать возможностью к агрегации.

Известно, что механическая обработка (МО) углей, даже стадий метаморфизма близких к графиту, приводит сначала к увеличению удельной поверхности, а затем к ее уменьшению [2]. Уменьшение величины удельной поверхности при длительной МО углей связано с механокрекингом их крупных молекул до размеров соответствующих асфальтенам и даже смолам. Смолы и асфальтены, образовавшиеся в результате механокрекинга, забивают поры и становятся связующим компонентом между мелкими частицами, что приводит к их агрегации и соответственно к уменьшению удельной поверхности.

Показано, что МО графитов с использованием специально подобранных поверхностно активных веществ (ПАВ) можно получить нанодисперсии графитов со средним размером частиц ~50 нм. ПАВы же позволяют также создать устойчивые водные суспензии этих графитовых нанодисперсий.

Найдено, что использование порошка корунда, при его совместной МО с углями, приводит к частичному ожижению углей (до 50%) и позволяет получить обогащенные углеродом нанодисперсии углей со средним размером ~10 нм. Использование ПАВов позволяет создать устойчивые водные суспензии этих угольных нанодисперсий.

Был также разработан химический способ ожижения антрацита: антрацит с содержанием углерода 92% подвергался химической обработке смесью концентрированных азотной и серной кислот в соотношении 9:1 при нормальных условиях. Известно, что молекулы азотной кислоты интеркалируются в межплоскостное пространство (между углеграфитовыми сетками), что позволяет разъединить их, а серная кислота образует сульфогруппы у углеграфитовых сеток, что приводит к их растворимости. Процесс сопровождался газовой выделением и повышением температуры. При определенном соотношении гидромодуля был получен раствор антрацита без содержания кристаллической фазы, которая по данным рентгеноструктурного анализа полностью перешла в аморфное состояние.

Далее, из раствора модифицированного антрацита была получена суспензия, масса которой на 33,2% больше исходной навески антрацита. Высушенная суспензия подвергалась терморасширению в ударном режиме при температуре 800 ± 10 °С. В результате был получен образец сорбента со следующими показателями: удельная поверхность по БЭТ составила 1000 м²/г, адсорбционная емкость по йоду 71%. Коэффициент терморасширения суспензии равен 25. Выход сорбента из модифицированного антрацита данного образца достигает 85 %.

[1] Фролов Ю.Г. Курс коллоидной химии. Поверхностные явления и дисперсные явления. – М., Химия, 1988. – 464 с.

[2] Хренкова Т.М. Механическая активация углей.- М.: Недра. 1993.- 176 с.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ
СОСТОЯНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ЕГО
ЛЕГИРОВАНИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ИМПУЛЬСНОГО
ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОГО ПЛАВЛЕНИЯ**

Ю.П.Миронов¹, Л.Л.Мейснер¹, А.И.Лотков¹, Е.В.Егоренкова²

¹ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН*
e-mail: myr@mail.ispms.tsc.ru

² *Томский государственный университет*

В работе методами Оже–электронной спектроскопии (ОЭС) и рентгеноструктурного анализа (РСА) исследованы закономерности формирования особых наноструктурных состояний при поверхностном легировании никелида титана третьим (растворяющимся в фазе с В2 структурой путем замещения одного из основных компонентов Ti или Ni) элементом с использованием методов импульсного электронно-лучевого плавления систем «пленка–подложка», где пленкой является слой переменной толщины из элементов Pd-Ti (для варианта замещения этим элементом никеля).

Установлено, что предварительная электронно–лучевая обработка поверхности подложки из никелида титана с увеличением мощности энергии пучка в одном импульсе, длительности и числа импульсов приводит к увеличению толщины поверхностно-модифицированного (быстрозакалённого) слоя до 10-15 мкм. В этом слое формируется структурное состояние с ориентированными параллельно поверхности полями напряжений, приводящими к искажениям решетки В2 с растяжением в плоскостях, перпендикулярных поверхности ($\Delta d/d \approx +0.008$) и сжатием в плоскостях, параллельных поверхности ($\Delta d/d \approx -0.006$), а также возможно, при определенных условиях, появление структуры В19' с характерной текстурой мартенсита напряжения и/или формирование текстурированного поверхностного слоя толщиной около 1 мкм.

Согласно данным ОЭС, средняя глубина слоя, сформировавшегося в результате обработки и содержащего легирующий элемент, не превышает 1÷2 мкм. Легирующий элемент распределен по всей глубине однородно с близкой к константе концентрацией, не превышающей 5÷10 ат.%. При строгом соблюдении условий фокусировки по Брэггу-Брентано, этот слой показывает дифракционные свойства монокристалла. Легированный слой имеет столбчатую структуру с осью текстуры, перпендикулярной поверхности, которая образована из монокристаллов с В2-структурой с уменьшением параметра решетки до $a_{B2} = 2.990 \pm 0.001 \text{ \AA}$, и ориентацией $[100]_{B2}$ с диаметром основания отдельного кристаллита 8÷10 нм. Ниже легированного слоя располагается протяженный (~10 мкм) промежуточный «быстрозакаленный» слой, который наследует сингонию исходной фазы В2, однако отличается от последней комплексом дифракционных эффектов, указывающих на его градиентное строение.

Работа выполнена в рамках госбюджетного проекта 8.2, проектов СО РАН № 2.3, 91 и РФФИ № 06-02-08003.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ НАНОСИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО УГЛЕРОДОМ И АЗОТОМ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ

Н.Н.Мофа¹, Р.Г.Абдулкаримова¹, Т.А.Шабанова¹, В.А.Глаголев², З.А.Мансуров¹

¹Каз.НУ им. аль-Фараби, Институт проблем горения
e-mail: Mansurov@kazsu.kz

²Институт Геологических наук им. К. М. Сампаев,
e-mail: vaglag@mail.ru

При создании наноструктурированных композиционных порошковых систем механохимической обработкой (МХО) решающую роль играет целенаправленная реконструкция поверхностных слоев наночастиц матричного материала при участии различных модификаторов. Выбор модификатора обусловлен тем, что углерод- и азотсодержащие вещества образуют широкий спектр композиционных соединений.

Проведены ЭПР, РФА и электронно-микроскопические исследования кремнийсодержащих систем, образующихся в зависимости от условий механохимической обработки. Определена степень аморфизации поверхности частиц от времени размола, количества мельящих тел и других параметров. Выявлены структурные особенности получаемых нанокompозитов при использовании различных модификаторов. Установлено, что увеличение содержания железа в материале при МХО смесей аморфного и кристаллического диоксида кремния на порядок выше, чем при обработке каждой из этих фаз в отдельности. Это связано с тем, что кроме аморфизации поверхности частиц диоксида кремния происходит структуризация аморфной фазы. Растущие нанокристаллы, по определению, являются бездефектными и обладают повышенной твёрдостью, что способствует накоплению металла в обрабатываемой системе. Металлические частицы образуют как различные композитные соединения с диоксидом кремния, так и самостоятельную фазу.

Использование в МХО углеродных модификаторов приводит к появлению разнообразных рыхлых пористо-плёночных оболочек на частицах диоксида кремния. Наибольшее количество морфоструктур поверхностей наблюдается при использовании в качестве модифицирующей добавки сложных структурных соединений с большим количеством углерода, типа полистирола. Полученные порошковые системы проявляют магнитные свойства. Углеродные модификаторы способствуют их стабилизации.

Установлено, что при использовании в качестве модификаторов азотсодержащих соединений, в частности, аммиака и ацетамида поверхность частиц кварца приобретает специфические особенности. Образуется большое количества частиц, находящихся в термодинамически неустойчивых состояниях. Материалы, полученные при участии аммиака, содержат дендритные образования и кристаллиты, имеющие «энергетический» муар. Показано, что композиты, образующиеся при МХО с применением различных азотсодержащих модификаторов, имеют высокую чувствительность к воздействию пучка электронов и, вероятно, высокую химическую активность. Азот как модифицирующий элемент, способствует консервации энергетических напряжённостей, возникающих в кристаллах кварца в процессе механохимической обработки.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Si-B-N

В.Ю.Мошков¹, А.Д.Коротаев¹, Ю.П.Пинжин², С.В.Овчинников², В.М.Савостиков³,
Д.П.Борисов³

¹Томский государственный университет, Томск, Россия

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

³ОАО "Технопрон", Томск, Россия,

e-mail: moshkov_v@mail.ru

Работа посвящена изучению микроструктуры и механических свойств нанофазных сверхтвердых покрытий на основе нитрида титана, легированного кремнием и бором.

Покрытия получены методом магнетронного распыления двух катодов (Ti и Ti-Si-B) с одновременной бомбардировкой низкоэнергетическими ионами азота.

Исследование тонкой микроструктуры полученных покрытий проводилось методом просвечивающей электронной микроскопии.

Обнаружено что, в покрытиях с соотношением (Ti/Si = 25/1), полученных при температуре синтеза 200⁰С, при увеличении толщины покрытия формируется структура с высокой кривизной кристаллической решетки, высокими локальными внутренними напряжениями и аксиальной текстурой роста типа (100). Предполагается, что кривизна кристаллической решетки и высокие напряжения являются следствием столбчатого роста зерна и изменением их ориентации в процессе роста. Обнаружена двухуровневая зеренная структура - зерна субмикромасштабного уровня (размером 0.1 ÷ 0.3 мкм) диспергированны на наноразмерные субзерна (размером зерна менее 10 ÷ 15 нм) по схеме полигонизации изогнутого кристалла.

С увеличением содержания кремния (Ti/Si = 13/1) покрытие становится нанокристаллическим, увеличивается доля аморфной составляющей покрытия и не наблюдается текстура роста.

Изучено влияние концентрации легирующих элементов на значения микротвердости. Показано, что максимум микротвердости наблюдается при соотношении (Ti/Si = 25/1), а среднее значение микротвердости составляет 45 ГПа.

Проведены исследования влияния температурного режима нанесения покрытий на особенности их структуры и микротвердости. Оказалось, что при увеличении температуры синтеза покрытия до 400⁰С при соотношении (Ti/Si = 25/1) происходит формирование оптимальных наноразмерных структур и сверхтвердости.

Объемная доля двухуровневой зеренной структуры снижается до (20 ÷ 25) %; определяющей становится нанокристаллическая структура с размером зерна менее 30 нм при сохранении сверхтвердости покрытий.

Развиты представления о том, что сверхтвердость исследуемых покрытий определяется не столько размером зерна, сколько степенью дефектности и стабильности субструктуры в объеме субмикро- и нанозерен.

Работа выполнена при поддержке российско-американской программы "Фундаментальные исследования и высшее образование" (Министерство образования и науки РФ и CRDF) и гранта РФФИ 05-08-01277.

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

М.Ю.Мурашкин, А.Р.Кильмаметов, М.А.Никитина, Р.З.Валиев

*Институт физики перспективных материалов Уфимского авиационного технического
университета, 450000, г. Уфа, ул. К. Маркса 12,
e-mail: maxmur@mail.rb.ru*

Одной из важных научно-технических проблем последних лет, решаемых на стыке физики твердого тела, материаловедения и обработки давлением, является получение полуфабрикатов легких промышленных сплавов на основе алюминия с ультрамелкозернистым (УМЗ) строением, обладающих повышенным комплексом механических и эксплуатационных свойств. Как правило, для формирования УМЗ структуры, заготовки алюминиевых сплавов подвергаются обработке такими методами интенсивной пластической деформации (ИПД), как равноканальное угловое прессование, ARB прокатка, а также прокатка при криогенных температурах, в сочетании с различными видами традиционной термомеханической обработки (ТМО): закалка, отжиг, старение. Однако вышеперечисленные методы обеспечивают формирование в объемных заготовках алюминиевых сплавов структур с размером зерен/субзерен в диапазоне от 1 мкм до нескольких сотен нанометров. Подобные УМЗ структурные состояния приводят к приросту прочностных характеристик алюминиевых сплавов на 30-50 %, в сравнении с крупнозернистыми аналогами после стандартных методов упрочнения. До сих пор не дан ответ на вопрос, какой максимальный уровень механических характеристик можно достигнуть в алюминиевых сплавах при формировании в них наноструктурных (НС) состояний с размером зерна ≤ 100 нм.

На сегодняшний день методом, позволяющим формировать в металлических материалах, в том числе и алюминиевых сплавах, структуру с размером зерен 100 и менее нанометров, и высокоугловой разориентацией границ, является метод интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), проводимым при высоком квазигидростатическом давлении. Однако оценка механических свойств НС материалов, полученных данным методом обработки, представляет большую проблему вследствие малых размеров заготовок, получаемых в результате ИПДК.

Используя новую установку для проведения обработки ИПДК, разработанную и изготовленную в ИФПМ УГАТУ, из алюминиевых сплавов 1570, AA6061 и AA7075 были получены НС заготовки с геометрическими размерами, обеспечивающими изготовление образцов для механических испытаний на растяжение. Проведенные механические испытания позволили установить, что за счет формирования НС зеренного строения и оптимального фазового состава прочность алюминиевых сплавов может быть гарантировано увеличена в 2-2.5 раза. Так, предел прочности в НС сплавах 1570, AA6061 и AA7075 достиг рекордного уровня и составил 910, 690 и 1030 МПа, соответственно. При этом величина относительного удлинения до разрушения НС алюминиевых сплавов сохраняется на достаточно высоком уровне (5-7 %).

Экспериментально установлена возможность формирования высокопрочных и пластичных состояний в НС алюминиевых сплавах в результате проведения дополнительной ТМО. Так, исследования, показали, что характеристики пластичности НС сплава AA6061 могут быть увеличены в 2.5 раза при снижении уровня прочности менее, чем на 10 %, за счет искусственного старения.

ТВЁРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ В НАНОПЛЁНКАХ

В.Г.Мягков¹, В.С.Жигалов¹, Л.Е.Быкова¹, Г.Н.Бондаренко²

¹ *Институт физики им.Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск, 660036*

² *Институт химии и химической технологии СО РАН, Красноярск, 660036*
e-mail: miagkov@iph.krasn.ru

Изучение на наноуровне закономерностей синтеза соединений является одной из важных задач химии твёрдого тела. Исследование твёрдофазных реакций на наномасштабе особенно важно, так как эти реакции должны быть начальными стадиями термически активируемых видов твёрдофазного синтеза (твёрдофазный синтез на порошках, механосинтез, СВС, трибосинтез, синтез под действием ударных волн, пластического течения и при энергетическом воздействии различного вида мощных излучений и т.д.).

Формирование на границе раздела плёночных реагентов только одной фазы (первой фазы) является уникальной особенностью твёрдофазного синтеза в наноплёнках. Далее с увеличением температуры отжига возможно образование и других фаз с образованием фазовой последовательности. Различные модели, объясняющие зарождение первой фазы и формирование фазовой последовательности предлагались, однако ни одна из них не объясняет многообразия экспериментальных данных.

Тонкие двухслойные наноплёнки и мультислои можно рассматривать, как материалы с искусственно созданной одномерной наноструктурой. Поэтому с увеличением температуры процессы фазообразования в таких системах должны следовать диаграмме фазового равновесия. Эти простые аргументы предполагают, что температуры инициирования твёрдофазного синтеза в нанослоях должны совпадать с температурами структурных твёрдофазных превращений. На основании этих исследований дано правило первой фазы:

а) Первой фазой, образующейся на границе раздела плёночных конденсатов, является фаза, которая по диаграмме состояния имеет наименьшую температуру T_K структурного фазового превращения.

б) Температура инициирования T_0 твёрдофазной реакции в тонких плёнках совпадает с температурой твёрдофазного структурного превращения первой фазы ($T_0 = T_K$).

Температуры инициирования фаз в фазовой последовательности являются универсальными характеристиками синтеза для данной бинарной системы. Они не зависят от способов осаждения плёночных реагентов, морфологии и слабо зависят от загрязнения границы раздела. Данное правило первой фазы устанавливает взаимно однозначное соответствие между температурами инициирования T_0 твёрдофазного синтеза в двухслойных тонких плёнках и температурами T_K структурных фазовых превращений в соответствующей бинарной системе. Поэтому исследования твёрдофазного синтеза в тонких плёнках помогут уточнить диаграммы фазового равновесия. И наоборот, правило первой фазы позволяет по известной диаграмме состояния прогнозировать фазообразование и температуры инициирования твёрдофазного синтеза в двухслойных тонких плёнках.

Авторы благодарят Фонд ОАО ММК, ИТЦ "Аусферр" и ФНиО "Интелс" (грант № 11F001С) за финансовую поддержку.

**УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ
В $\text{La}^{3+}_{1-x}\text{Ba}^{2+}_x\text{FeO}_{3-\delta}$ ($0 < x < 1$) СИСТЕМЕ**

А.Н.Надеев¹, Л.А.Исупова¹, И.С.Яковлева¹, Г.Н.Крюкова², С.В.Цыбуля^{1,3}

¹*Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия*

²*GNF e. V., Berlin-Adlershof, Germany,*

³*Новосибирский государственный университет, Россия*

e-mail: nadeev@catalysis.ru

Твердые растворы на основе феррита лантана $\text{La}^{3+}_{1-x}\text{A}^{2+}_x\text{FeO}_{3-\delta}$ ($\text{A}^{2+} = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}$) представляют интерес в качестве высокотемпературных катодов в твердооксидных топливных элементах, как кислородпроницаемые мембраны, а также в каталитических реакциях полного окисления [1]. При определенных условиях в таких системах может наблюдаться упорядочение кислородных вакансий с образованием сверхструктур и/или наноструктурированных состояний. Например, в $\text{La}^{3+}_{1-x}\text{Ca}^{2+}_x\text{FeO}_{3-\delta}$ системе такие состояния формируются в процессе их отжига на воздухе при температурах более 700 °С и сохраняются при комнатной температуре [2]. В то же время, в Sr или Ba замещенных ферритах формирования сверхструктур или наноструктурированных состояний не отмечалось. Целью настоящей работы является исследование условий появления и упорядочения кислородных вакансий в $\text{La}^{3+}_{1-x}\text{Ba}^{2+}_x\text{FeO}_{3-\delta}$ системе.

Образцы были синтезированы механохимическим методом, включающим в себя предварительную механическую активацию смеси исходных реагентов и последующее прокаливание. Для образца средних составов $x = 0.4$ и с максимальным числом вакансий $x = 0.8$ были проведены исследования в высокотемпературной рентгеновской камере НТК-16 (Anton Paar, Австрия) с нагревом до 1100 °С на воздухе и в вакууме. При нагревании образца состава $x = 0.8$ на воздухе наблюдалось появление дополнительного дифракционного пика, который исчезал при охлаждении. При экспериментах в вакууме этот пик сохранялся после охлаждения образца. При этом структура перовскита не менялась, но параметр элементарной ячейки был сильно увеличен по сравнению с исходным. По данным электронной микроскопии высокого разрешения в образце после нагрева в вакууме формируется наноструктурированное состояние, связанное с локальным упорядочением кислородных вакансий. Для образца с $x = 0.4$ при нагревании, как на воздухе, так и в вакууме упорядочение вакансий не наблюдалось, что, вероятно, связано с недостаточным их количеством. Но нагревание образца в вакууме приводило к сильному уширению дифракционных пиков, которое сохранялось и после охлаждения. По данным микроскопии в образцах имеются большие микроискажения структуры.

В заключении нужно отметить, что именно нагревание образца $x = 0.8$ в вакууме и последующее охлаждение приводит к формированию областей локальных упорядочений, в то время как на воздухе процесс реокисления препятствует их формированию.

[1] Isupova L.A., Yakovleva I.S., Gainutdinov I.I., Pavlyukhin Yu.T. and Sadykov V.A. // *React. Kinet. Catal. Lett.* 2004.- V. 81, No. 2. - P. 373.

[2] Исупова Л.А., Яковлева И.С., Цыбуля С.В. и др. // *Химия в интер. устойч. развит.* 2002.- Т. 22.- С. 77.

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУР ПРИ ФТОРИРОВАНИИ ПОЛИМЕРОВ

В.Г.Назаров

*Межведомственный центр аналитических исследований в области физики, химии и биологии при Президиуме Российской академии наук
119333, г. Москва, В-333, ул. Вавилова, д.44, корп. 2
e-mail: mzai2@ipiran.ru*

Представлен систематический анализ и экспериментальные результаты по формированию поверхностно фторированных наноструктур.

Рассмотрены кинетические особенности протекания процессов модификации поверхности различных полимеров - полиолефинов, галогенсодержащих полимеров, эластомеров различного химического строения и степени предельности и ряда других.

Исследованы структура и химический состав поверхностных слоев, получаемых в результате модификации. Используются как расчетные, так и экспериментальные методы анализа - электронная спектроскопия для химического анализа, электронная зондовая спектроскопия, ИК-спектроскопия, элементный химический анализ, гравиметрический и другие.

Показано, что наиболее эффективными характеристиками модифицированного слоя, отражающими комплекс его свойств, и модифицированного полимера в целом являются состав трансформированного в результате обработки слоя, его условная толщина (от единиц от сотен нм), концентрационный профиль по толщине и степень модификации.

Предложена структурная послойная модель гетерофазно модифицированных полимерных материалов. Определен состав поверхностного фторированного слоя, предложены и рассчитаны поверхностные и объемные характеристики полимеров-аналогов и рассмотрена термодинамическая совместимость поверхностного, переходного слоев и объема полимера. Рассчитана толщина модифицированных слоев в зависимости от условий обработки и проведен сравнительный анализ с измеренными толщинами слоев.

Смоделированы и экспериментально воспроизведены равномерные, ступенчатые и мультиплетные (множественные) поверхностные модифицированные макро- и наноструктуры, обладающие рядом оригинальных, не присущих полимерам, получаемым традиционными способами, свойствами.

Исследованы смачиваемость жидкостями, проницаемость по низкомолекулярным веществам, диэлектрические, адгезионные, трибологические свойства, биостойкость и биосовместимость, теплофизические и механические характеристики фторированных полимеров.

Предложен подход к целенаправленному выбору полимера и способа модификации его поверхности на основе традиционных физико-химических параметров с достижением высокой устойчивости модифицированного полимера к внешним воздействиям, в первую очередь, низкой проницаемости по низкомолекулярным веществам.

Продемонстрированы примеры разработанных технологий фторирования поверхности различных изделий из полимеров - труб, емкостей, топливных баков и пленок, изделий из эластомеров (манжет, сальников, уплотнительных прокладок и других) с комплексом высоких эксплуатационных характеристик.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 06-03-08071)

**БОРСОДЕРЖАЩИЕ И ДРУГИЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ.
НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ СИНТЕЗА**

В.А.Неронов¹, О.И.Ломовский², Д.В.Дудина²

¹*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск*

²*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск*

Рассмотрены возможности применения методов механического активирования в СВС-процессах для получения двух видов композиционных наноматериалов: металлокерамических и сложных керамических. Для первого случая роль связки играет металл, для второго – керамика.

В тройной системе В-Тi-Сu на основании термодинамического анализа проведен синтез диборида титана в медной матрице. Процесс осуществлен сочетанием методов механической активации и СВС, что обеспечило синтез частиц TiB₂ размером 30-50 нм.

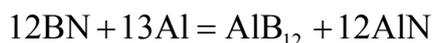
Испытания наноконпозиционных электродов состава 18об.%TiB₂-82об.%Cu, полученных методом взрывного формования, в условиях сильноточного дугового разряда показали 10-кратное увеличение стойкости к электрической эрозии по сравнению с электродами из компактной меди.

Многие карбиды и нитриды по отношению к расплавам ряда металлов обнаруживают высокую химическую стойкость и могут рассматриваться как возможные для создания наноконпозиционных материалов.

Для новой техники все большее значение приобретают «чисто» керамические материалы, в которых роль связки выполняет не металл, а керамика.

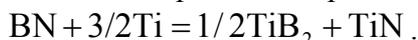
Бориды и их сплавы являются перспективными компонентами для создания высокотемпературных материалов и покрытий.

Проведено исследование реакции алюминотермического восстановления гексагонального нитрида бора. Реакция



протекает в режиме СВС при нагреве порошков исходных материалов до 1000 - 1200 °С. Размер кристаллитов AlB₁₂ существенно зависит от крупности используемого порошка алюминия.

В работе осуществлена также титанотермическая реакция



Созданный на основе диборида и нитрида титана сверхтвердый безвольфрамовый твердый сплав обладает высокими характеристиками, которые могут быть улучшены за счет дополнительной механической обработки.

Ориентировочно определен круг систем, которые могут быть использованы для получения композиционных материалов с наноструктурными элементами.

ЭЛЕКТРОРЕОЛОГИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ НОВЫХ МЕЗОСТРУКТУРИРОВАННЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiO₂.

Т.А.Нефедова, А.В.Агафонов, О.И.Давыдова, А.Г.Захаров

Институт химии растворов РАН

e-mail: tan@isc-rus.ru

Среди современных исследований, посвященных синтезу новых материалов, наибольший интерес вызывают работы, связанные с образованием мезопористых структур. Эти материалы обладают множеством уникальных характеристик, например, таких как четко структурированная высокоразвитая система пор, размером 2 – 50 нм при толщине стенок 0,6 – 0,8 нм, площадь поверхности может достигать 1500 м²/г, возможность регулирования размеров пор и многое др. В настоящее время эти материалы имеют широкое применение в качестве молекулярных сит, сорбентов, катализаторов, носителей катализаторов и т.д. Возможность направленного изменения структурной организации наноматериала в процессе его синтеза с применением золь-гель технологии привлекла наш интерес с целью использования таких наноконструктов в качестве дисперсных фаз электрореологических жидкостей.

В связи с этим целью настоящей работы являлся синтез мезопористого SiO₂ с использованием различных темплатов, исследование влияния типа темплата на структуру и физико-химические свойства получаемых материалов, и изучение электрореологического отклика суспензий синтезированных материалов в полидиметилсилоксане.

Синтез материалов основан на принципах самоорганизации молекул SiO₂ на поверхности мицеллярных агрегатов, образованных поверхностно-активными веществами неионогенной природы (додециламином, октиламином и полиэтиленимином). Процесс осуществляли золь-гель методом, путем гидролиза тетраэтоксисилана в спиртовой среде при комнатной температуре. Темплат удалялся из структуры материалов путем прокаливания в окислительной атмосфере при 800 °С.

Физико-химические свойства мезопористых кремнезёмов изучены методами термогравиметрии, ИК-спектроскопии, рентгенофазового анализа, электронной микроскопии. Величина площади поверхности материалов увеличивается с увеличением молекулярной массы используемого в синтезе темплата и составляет 470 м²/г для октиламина, 670 м²/г для додециламина, а в случае применения полиэтиленимиона, более 800 м²/г.

Проведено сопоставление электрореологического отклика суспензий порошков прокаленных мезоструктурированных материалов и их непрокаленных предшественников в ПМС-20 в зависимости от напряженности внешнего электрического поля и параметров нагружения системы. Вязкость суспензий возрастает с ростом напряженности приложенного электрического поля и с уменьшением скорости деформации. Электрореологический эффект, проявляющийся на суспензиях непрокаленных материалов выше, чем на суспензиях прокаленных материалов. Величина напряжения сдвига 15% суспензии мезоструктурированного SiO₂, полученного с использованием полиэтиленимиона в качестве темплата, составляет 530 Па при скорости сдвига 2,7 сек⁻¹ и E= 5,3 кВ/мм.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В СИСТЕМЕ Ti-C-N

А.С.Нечепуренко, С.И.Ткачук, С.А.Пшенников

ФГУП «УНИХИМ с ОЗ»
e-mail: marketing@unichim.ru

Повышение прочностных характеристик композиционных материалов, применяемых в различных отраслях науки и техники, сегодня возможно за счет использования нанокристаллических материалов. В данной работе уделено внимание получению нанокристаллических материалов в системе Ti-C-N, синтез которых основан на карботермическом восстановлении высокодисперсного диоксида титана в токе азота. Данный способ позволяет получать порошки карбонитрида титана в широком диапазоне химического состава TiC_xN_{1-x} . Получаемые порошки характеризуются высокой дисперсностью. Используя в качестве исходного компонента диоксида титана с размером частиц менее 5 мкм и углерода (сажи) с размером частиц менее 5 мкм был синтезирован порошок карбонитрида титана с размером частиц на уровне 1 мкм и высокой удельной поверхностью.

Получение твердых сплавов на основе карбонитрида титана предполагает использование порошков тугоплавкой основы (TiCN) с высокой удельной поверхностью, что облегчает условия жидкофазного спекания в системе TiCN-Me. Поэтому для повышения удельной поверхности и получения порошка карбонитрида титана с размером частиц менее 1 мкм были исследованы такие факторы, как:

- измельчение шихты в присутствии водорастворимого углеродсодержащего соединения (сахарозы);
- смешение в присутствии водорастворимого хлорида натрия, как ограничителя роста частиц продукта синтеза;
- высокоэнергетическое измельчение полупродукта и конечного продукта карботермического синтеза.

В результате исследований были определены условия проведения карботермического синтеза нанокристаллических порошков карбонитрида титана состава $TiC_{0,45-0,55}N_{0,45-0,55}$, имеющих средний размер частиц менее 1 мкм.

Рассмотрена возможность плакирования частиц карбонитрида титана нанодисперсным слоем меди (никеля) путем химического осаждения из водорастворимых солей.

ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ И СВЕРХТОНКИХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ NiZn-ФЕРРИТА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ИЗМЕЛЬЧЕНИИ

С.И.Новиков, В.А.Баринов, В.А.Цурин

Институт физики металлов, 620219, Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, 18
e-mail: novikov@imp.uran.ru

Известно, что тип и распределение катионов по разрешенным тетра-эдрическим (А) и октаэдрическим (В) узлам кристаллической решетки, является важнейшей характеристикой магнитного состояния ферритов. Например, в системе $Zn_xFe_{1-x}[Ni_{1-x}Fe_{1+x}]O_4$, последовательное замещение никеля цинком приводит к изменению ферромагнитного упорядочения на антиферромагнитное [1]. Одним из эффективных методов перераспределения катионов является механическая активация (МА). В работе исследуется влияние МА на магнитные свойства и сверхтонкие взаимодействия соединения $Zn_{0.67}Fe_{0.33}[Ni_{0.33}Fe_{1.67}]O_4$.

На основе данных рентгеновской дифракции установлено, что изменения магнитных характеристик (σ_m , H_c) и мессбауэровских параметров происходит с сохранением исходной кристаллической структуры типа шпинели (Fd3m). Длительное (10 ч) механическое воздействие приводит к снижению интенсивности и уширению рентгеновских рефлексов, вероятно обусловленное уменьшением размеров кристаллитов порошка. В процессе измельчения намагниченность сплава убывает, а коэрцитивная сила увеличивается до 800 Э. Термическая обработка порошка с закалкой от 1173 К приводит к повышению температуры Кюри (T_c) на величину $\Delta T \cong 30$ К. Вид мессбауэровского спектра, характерный для соединения данного состава в исходном состоянии [2], в процессе МА имеет тенденцию к вырождению в релаксационный секстет, а на заключительном этапе измельчения в парамагнитный дублет. Отношение площадей парамагнитного дублета и секстета составляет 4:1 после 10 ч. механического воздействия.

Одной из возможных причин подобного изменения, может быть связано с достижением части кристаллитов нанометрического размера, для которых комнатная температура превышает температуру блокировки T_B . Вместе с тем, значительное изменение магнитных характеристик на начальных стадиях МА позволяет сделать предположение о перераспределении катионов Fe^{3+} , Fe^{2+} и Ni^{2+} по тетра- и октаузлам кристаллической решетки в условиях данного типа механического воздействия. Возрастание H_c в этом случае, может быть связано с ростом константы магнитокристаллической анизотропии (K_1), обусловленной присутствием катионов Ni в тетраэдрических позициях ионного остова.

[1] С. Крупичка Физика ферритов Т.1, М.: «Мир», 1976, с. 353

[2] J.M. Daniels, A. Rosencwaig // Can. Jour. of Phys., 1970.- V.48.- P. 381-396

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ И ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Н.И.Носкова, Н.Ф.Вильданова, Р.В.Чурбаев, И.А.Перетурина

*Институт физики металлов УрО РАН,
e-mail: noskova@imp.uran.ru*

Изучено формирование нанокристаллической структуры и изменение микротвердости в процессе интенсивной пластической деформации (сдвигом под высоким давлением -СВД) в сплавах Al+1%Hf, Al+0.5%Ce, Al+0.12%Zr, Al+0.2%Sn, Al+0.2%Nb, Al+0.5%Re, Al+10%Mg, полученных закалкой из расплава, находящегося под избыточным давлением 1.6 атмосферы. Показано, что наиболее эффективными добавками, влияющими на формирование наноразмерного зерна в двух компонентных алюминиевых сплавах, являются гафний и церий. Изучены в этих условиях формирования параметры нанокристаллической структуры и величина микротвердости в четырех компонентных сплавах Al+(1%Hf, 0,2%Nb, 0,2%Sn) и Al+(0,5%Ce, 0,5%Re, 0,12%Zr), полученных закалкой из расплава. Показано, что наиболее эффективными добавками, совместно влияющими на формирование наноразмерного зерна и уровень микротвердости оказались: гафний, олово, ниобий и церий, рений, цирконий. При этом в нанокристаллическом двух компонентном алюминиевом сплаве в зависимости от сорта добавки средний размер нанозерна изменяется от 200 нм до 80 нм, а в четырех компонентном алюминиевом сплаве в зависимости от состава комплексного легирования - от 60 до 40 нм.

Обнаружено, что комплексное легирование алюминия малыми добавками редкоземельных и переходных металлов после СВД переводит сплав, наряду с получением нанокристаллического состояния в нем, в высокопрочное состояние, которое характеризуется высоким пределом прочности 260 МПа и значением микротвердости 1,6 ГПа. При этом нанокристаллический сплав сохраняет высокую прочность и пластичность до температур 450°C (предел прочности падает не ниже 120 МПа, а пластичность растет до 40%).

Результаты исследования механизма деформации и разрушения методом "in situ" высокопрочного состояния алюминиевых сплавов показали, что высокопрочное состояние возникает при размере нанозерна от 70 до 40 нм и характеризуется дислокационно-ротационным механизмом деформации.

Одновременное повышение прочности и пластичности, обнаруженное в нанокристаллических сплавах на основе алюминия с малыми добавками Hf, Sn, Nb или Ce, Re, Zr, обусловлено сформировавшимся при интенсивной деформации наноразмерным зерном, дислокационно-ротационным механизмом пластической деформации, массопереносом примеси, вызывающим измельчение крупных частиц фаз, развитием релаксационных процессов, приводящих к возникновению микротрещин с "затупленными" вершинами, что приводит к медленному их росту.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проекты Р Урал № 02-02-96413 и № 04-02-17674

СТРУКТУРА СВЕРХТВЁРДЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НИТРИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ

С.В.Овчинников¹, А.Д.Коротаев², Ю.П.Пинжин¹, А.Н.Тюменцев¹, В.Ю.Мошков²,
Д.П.Борисов³, В.М.Савостиков³

¹ *Институт Физики Прочности и Материаловедения Со РАН, Томск, Россия*
e-mail: ovm@spti.tsu.ru

² *Томский Государственный Университет, Томск, Россия*

³ *Государственная организация «ТехноТрон», Томск, Россия*

При проведении исследований процессов формирования структур сверхтвёрдых покрытий нами были выделены два типа зёрненной структуры: 1. Структура с относительно большим размером зерен (сотни нанометров), фрагментированных на субзёрна размером 10-20 нм. Для этого типа структуры характерно наличие аксиальной текстуры и высоких локальных напряжений. 2. Наноструктурное состояние с характерным размером зерна 10-20 нм. Текстура в таких покрытиях не наблюдается. С целью обоснования общности найденных закономерностей в настоящей работе с использованием методик рентгеновской дифрактометрии и электронной микроскопии проведены исследования микроструктуры покрытий системы TiN/(Al,Si) с различным содержанием Al и Si.

Указанные покрытия были осаждены электродуговым распылением на установке ННВ 6.6-И.1, оснащённой плазмогенератором типа ПИНК ионов азота при температуре 450⁰ С и потенциале смещения на подложке -200 В. Выбором условий осаждения были получены покрытия с суммарным содержанием Al и Si ~ 0.75 %, 1 % и 1.5 % (ат. %).

Показано, что в используемых условиях осаждения формируются сверхтвёрдые покрытия, имеющие микротвёрдость в диапазоне (47-54) ГПа. Выявлено, что независимо от условий осаждения покрытия являются однофазными твёрдыми растворами Ti_{1-x}(Al,Si)_xN со структурой типа B1. Установлено, что при увеличении содержания легирующих элементов наблюдается определённая последовательность структурных изменений выражающаяся во-первых, в уменьшении вариации параметров решётки в плоскости покрытия; во-вторых, в уменьшении на порядок размера зерна и переходу от структуры с субмикронным размером зерна и ярко выраженной аксиальной текстурой роста (111) к нанокристаллическому (d ~ 10-20 нм) состоянию с хаотической ориентацией кристаллов.

Электронно-микроскопическим методом темнопольного анализа разориентировок изучена дефектная субструктура в покрытиях с субмикронным размером зерна. Установлено, что указанные покрытия характеризуются высоким (десятки град./мкм) изгибом-кручением кристаллической решётки, что соответствует избыточной плотности дислокаций одного знака ~ 10¹¹ см⁻², и имеют двухуровневую зёрненную структуру в которой зёрна субмикронного размера фрагментированы малоугловыми границами на области размером (20-30) нм. На основе полученных результатов предполагается, что величина твёрдости определяется не столько размером зерна, сколько степенью дефектности и стабильности дефектной субструктуры внутри субмикрозёрен. Показана общность наблюдаемых особенностей микроструктуры, упруго-напряжённого состояния и формирования сверхтвёрдости многоэлементных покрытий на основе нитрида титана.

СИНТЕЗ ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ $\text{SnO}_2\text{-SiC}$ ДЛЯ ХИМИЧЕСКОГО ДЕТЕКТИРОВАНИЯ МЕТАНА

Р.Г.Павелко, В.Г.Севастьянов, А.А.Васильев, А.В.Шелаев, Н.Т.Кузнецов

Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН

С целью повышения термической стабильности и эффективной контактной поверхности чувствительного материала с газовой фазой анализата синтезирован композиционный материал SiC-SnO_2 с использованием каркасообразующих наноструктур карбида кремния.

Ранее, методом карботермического восстановления диоксида кремния получены “одномерные” карбидокремниевые наноструктуры с диаметром ~ 100 нм и длиной более 1 см. Поверхность каркасообразующего материала покрыта поликристаллическим диоксидом олова со средним размером кристаллитов ~ 7 нм. Композиционный материал исследован методами АСМ, РФА, оптической микроскопии высокого разрешения.

Для повышения селективности к углеводородам полученный композит SiC-SnO_2 легирован металлами платиновой группы: Pt – 1 вес. %, Pd – 3 вес. %. Сравнительная характеристика газовой чувствительности нового композиционного материала и исходного $\text{SnO}_2\text{-Pd-Pt}$ показана на примере измерения отклика материала на концентрацию метана эквивалентную 0,0035 моль/л (30 ppm).

Полученный чувствительный материал демонстрирует высокую – в 1,5-2 раза выше исходного материала – чувствительность к метану при рабочей температуре 450-550°C (Рис. 1). Найдено, что использование каркасообразующих “одномерных” структур карбида кремния приводит не только к увеличению удельной поверхности чувствительного материала, но и к повышению рабочей температуры прибора, что эффективно нивелирует влияние влажности на отклик сенсора.

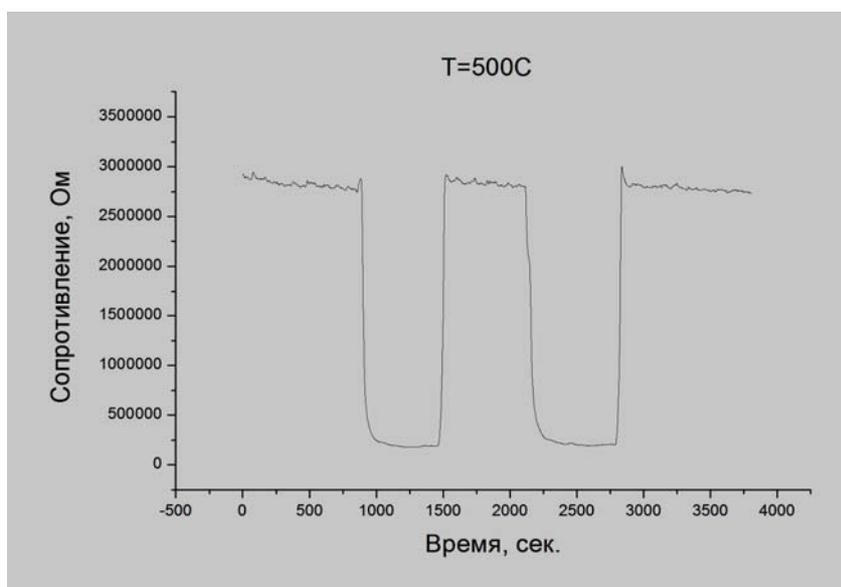


Рис.1. Зависимость сопротивления чувствительного слоя $\text{SiC/SnO}_2\text{-Pd-Pt}$ от времени контакта с детектируемым газом: 30 ppm CH_4 в CO .

СИНТЕЗ КАРБИДА КРЕМНИЯ ЧЕРЕЗ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫЕ ФОРМЫ УГЛЕРОДА

Р.Г.Павелко, В.Г.Севастьянов, В.И.Якимов, Н.Т.Кузнецов

Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН

В работе исследовано влияние углеродных прекурсоров, используемых для синтеза дисперсного стартового состава $nC+mSiO_2$ золь-гель методом, на морфологию получаемого в результате карботермического восстановления карбида кремния. В качестве источника углерода использовались следующие прекурсоры: фенолформальдегидная смола, углеродные многослойные нанотрубки, углеродная сажа (побочный продукт в синтезе фуллеренов), взвесь коллоидного графита в этаноле, поливиниловый спирт.

Установлено, что при использовании фенолформальдегидной смолы, коллоидного графита и поливинилового спирта карбид кремния образуется в виде глобулярных и полиэдрических частиц размером 40-100 нм с различным распределением по размеру в зависимости от источника углерода. При использовании углеродной сажи (побочный продукт при синтезе фуллеренов) частицы β -SiC образуют плотную единую структуру. Размер структурных элементов доступных на поверхности таких микроагломератов составляет 40-120 нм. Использование многослойных углеродных нанотрубок приводит к частичной трансформации углерода в карбид кремния и образованию каркасных структур.

Полученные данные могут быть использованы в качестве прогнозного инструмента при синтезе керамических композитов и аттестованных нанопорошков карбида кремния с заданной геометрией частиц.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 НА ЕЕ МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ

А.В.Панин¹, М.В.Леонтьева-Смирнова², В.М.Чернов², В.Е.Панин¹, Ю.И.Почивалов¹,
Е.А.Мельникова^{1,3}

¹ *Институт Физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, г. Томск,
Академический пр. 2/1*

² *ФГУП ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара, 123060, г. Москва, ул. Роговая, 5а,
а/я 369*

³ *Томский политехнический университет, 634050, г. Томск, Ленина пр. 30*

В работе исследовано влияние наноструктурирования поверхностных слоев, сформированных в результате ударной ультразвуковой обработки, на характер пластической деформации, механические свойства и термическую стабильность малоактивируемой стали ЭК-181(Fe-12Cr-2W-V-Ta), разработанной в ГНЦ РФ ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара для элементов активной зоны термоядерных реакторов.

Использование сканирующей туннельной микроскопии позволило вскрыть новый механизм деформации в нанокристаллических поверхностных слоях малоактивируемой стали ЭК-181 на мезомсштабном уровне – двойные спирали мезополос локализованной пластической деформации. В соответствии с предсказанием теории получена линейная зависимость их размеров от толщины упрочненного слоя. Вскрыт механизм влияния мезополос локализованной деформации в наноструктурированных поверхностных слоях на макромеханические свойства материала.

Наноструктурирование поверхности позволяет значительно повысить пределы текучести и прочности нагруженных образцов стали ЭК-181. Величина изменения механических характеристик образцов малоактивируемой стали под действием ультразвуковой обработки определяется глубиной упрочненного слоя. Для достижения максимального значения прочностных характеристик необходим подбор оптимального соотношения глубины упрочненного слоя и толщины образца.

С целью увеличения термической стабильности нанокристаллических поверхностных слоев малоактивируемой стали ЭК-181 использовано их ионное-плазменное азотирование. Электронно-микроскопические и рентгеноструктурные исследования подтвердили наличие в поверхностном слое частиц нитридов ванадия и железа, выделяющихся по границам зеренной структуры. Показано, что специальной термомеханической обработкой можно получить снижение температуры хладноломкости, а также высокие значения прочности и пластичности, которые превышают эксплуатационные характеристики данной стали, достигаемые при ее общепринятой обработке (закалка и последующий отпуск).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С КЕРАМИЧЕСКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ

А.В.Панфилов, А.В.Петрунин, А.А.Панфилов Т.А. Чернышова¹, Л.И. Кобелева¹

Владимирский государственный университет,

e-mail: panfilov@vlsu.ru

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А Байкова РАН,*

e-mail: chern@ultra.imet.ac.ru

Разработка технологий получения металлических композиционных материалов (КМ), объемноструктурированных наноразмерными фазами, исследование их микроструктуры и свойств являются на сегодняшний день одними из важнейших задач современного материаловедения

Измельчение фрагментов структуры КМ до наноуровня может быть достигнуто за счет введения в матричные расплавы наномодификаторов или за счет стабилизации структуры наноразмерными (интерметаллидными, нитридными, карбидными или др.) наполнителями, образующимися в результате реакций *in-situ* между исходными компонентами КМ. Полученные *in-situ* материалы характеризуются максимальной прочностью связи по поверхностям раздела, обусловленной малым решеточным несоответствием новых фаз и матрицы, а также высокой термической стабильностью.

Характерной чертой матричных сплавов для КМ на основе алюминия является широкое разнообразие интерметаллических фаз, образующихся при взаимодействии алюминия с другими металлами, например



Реакции синтеза интерметаллических соединений в Al-расплаве являются экзотермическими, что создает условия для смачивания и усвоения экзогенных армирующих фаз. Исследования проведены на алюминии марки А99 и сплавах Д16 и АК12М2МгН (АЛ25). В качестве экзогенной армирующей фазы опробованы наноразмерные высокомодульные наполнители Al_2O_3 (< 15 нм), в количестве 0,1-0,3 мас.%. Разработана технология синтеза КМ с наноразмерными наполнителями, включающая механическую активацию исходных компонентов, последующее прессование и введение полученных брикетов в матричный сплав при температуре 800-850⁰С.

В полученных образцах исследовалась микроструктура при помощи оптического и атомно-силового (АСМ) микроскопов, а также механические свойства.

Анализ структуры полученных композиций свидетельствует о положительном влиянии, оказываемом экзогенными наночастицами. Сканирование поверхности на АСМ показывает, что с добавлением наночастиц она становится менее рельефной, интерметаллиды измельчаются с 40-50 мкм до 5-15 мкм, появляется дополнительное количество пиков, которые свидетельствуют о гетерогенности структуры и наличии в матрице наноразмерных упрочняющих фаз различного состава.

В результате исследования механических свойств КМ, установлено, что добавки наночастиц Al_2O_3 способствуют повышению прочности (σ_b , МПа) на 15-20% и относительного удлинения (δ , %) на 20-30%.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЗОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СИЛИКАТОВ В ПРИСУТСТВИИ «ТЯЖЕЛЫХ» СПИРТОВ

В.А.Парфенов, И.В.Пономаренко, С.Д.Кирик

Институт химии и химической технологии СО РАН
e-mail: parfva@icct.ru; vinpocetin@icct.ru; kirik@icct.ru

В литературе имеется обширная информация о введении в среду синтеза мезопористых мезоструктурированных (ММ) силикатов всевозможных дополнительных агентов. Как правило, идея заключалась в возможности регулирования размеров пор получаемых продуктов. В проведенном ранее исследовании [1] нами были установлены роли основных компонентов синтеза мезоструктурированных силикатов типа МСМ-41, а также сформулированы представления о механизме их формирования. Состав среды синтеза описывается следующим мольным соотношением реагентов: 1ТЕОС : 0,2СТАВг : 21,7NH₃ : 50EtOH : 475H₂O, где ТЕОС – тетраэтоксисилан; СТАВг – цетилтриметиламмоний бромид. Роль этилового спирта заключается в растворении ПАВ, через смещение мицеллярного равновесия в сторону одиночных катионов (СТА⁺) сольватированных молекулами спирта. Такая подготовка структурно-направляющего агента к реакции с силикатом приводит к высокоорганизованному продукту, поскольку, по нашему мнению, процесс идет через образование комплекса с составом близким к стехиометрическому – [Si₄O_{4+x}(OH)_{9-x}]^{(1+x)СТА⁺}. Предполагается, что на начальных этапах в полученном осадке, происходят жидкокристалльные превращения, ответственные за упорядочение мезоструктуры. Полная и 50-ти процентная замена этанола на более «тяжелые» спирты (бутанол, пентанол) привела к разупорядоченным продуктам, определить структурный тип которых невозможно. При низких концентрациях, соизмеримых с концентрацией ПАВ (до 0.2 моль в шкале представленного мольного соотношения) роль бутанола и пентанола малозаметна. В случае использования бутанола повышение его содержания в 5-10 раз не приводит к структурным превращениям – все материалы обладают гексагональным строением. В то же время пентанол при этих содержаниях (1-2 моль) ведет себя как вещество, содействующее жидкокристаллической трансформации. Это проявилось в формировании кубического продукта на стадии первичного осаждения и его трансформации в ламеллярный при гидротермальной обработке (ГТО). Подобное влияние бутанола на систему наблюдается лишь при его количестве в 20 раз превышающем количество ПАВ. Полученные результаты подтверждают разработанные в литературе представления о параметре эффективной формы молекулы ПАВ: $g=V/a_0l$, где V – объем молекулы, a_0 – площадь сечения головной части, l – длина углеводородной цепи. Известно, что если g около 1/3, то формируется кубическая фаза (Pm3n), 1/2 – гексагональная (P6mm), 1/2-2/3 – кубическая (Ia3d) и 1 – ламеллярная. Рост параметра g соответствует переходу от формы усеченного конуса к цилиндру. Сольватируя катионы СТА⁺ «тяжелые» спирты меняют эффективное значение параметра g . Это приводит либо к образованию нетипичной для СТАВг фазы (кубической или ламеллярной), либо к фазовой трансформации мезоструктурированного осадка при ГТО. Работа выполнена в рамках проекта, поддержанного на Лаврентьевском конкурсе (проект №78).

[1] Кирик С.Д., Белоусов О.В., Парфенов В.А., Вершинина М.А. // Физика и химия стекла. – 2005. – Т.31. – №4. – С.589-604.

НАНОРАЗМЕРНЫЕ СТРУКТУРЫ ПОЛИВАНАДАТОВ КАЛИЯ

Н.В.Подвальная, В.Л.Волков, И.Г.Григоров

*Институт химии твердого тела УрО РАН, г. Екатеринбург
e-mail: podvalnaya@ihim.uran.ru*

Решение проблемы синтеза поливанадатов калия в наноразмерном состоянии позволит существенно изменить их свойства как материалов с ионно-электронной проводимостью, катализаторов и источников паров щелочного элемента. Получение этих структур проведено гидрохимическим методом. Для синтеза поливанадата $K_2V_{12}O_{30} \cdot nH_2O$ в качестве исходных веществ использовали метаванадат калия, сульфат ванадила марки «ч.д.а.». Водные растворы соответствующих солей с суммарной концентрацией KVO_3 и $VOSO_4$ 0,2 моль/л, при отношении ($VOSO_4/KVO_3 = 1$), $pH \sim 3$, нагревали до температуры $90^\circ C$ и выдерживали в течении 2 часов. Поливанадат $K_2V_6O_{16} \cdot nH_2O$ синтезирован при аналогичных условиях путем гидролиза 0,2 моль/л раствора KVO_3

Для исследования структуры и морфологии соединений использовался растровый электронный микроскоп (РЭМ BS-301 Tesla). Соединения в виде порошков взбалтывались в ацетоне ультразвуком в ультразвуковой мойке (UM-0,5 Unitra) и осаждались на подложку из ситалла с токопроводящим покрытием из нитрида титана. Срастание зерен соединения $K_2V_{12}O_{30} \cdot nH_2O$ происходит с участием процесса коалесценции (рис. 1), сами зерна имеют вид «ежа» (кристаллы многолепестковой конфигурации). Такая структура возникает, когда в роли «затравки» выступает поверхность (модель диффузионно – лимитированной агрегации типа частица – кластер (DLA P – CL)).

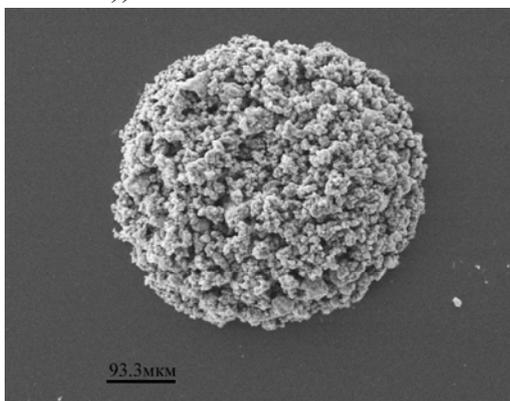


Рис. 1 Микрофотография частиц $K_2V_{12}O_{30} \cdot nH_2O$

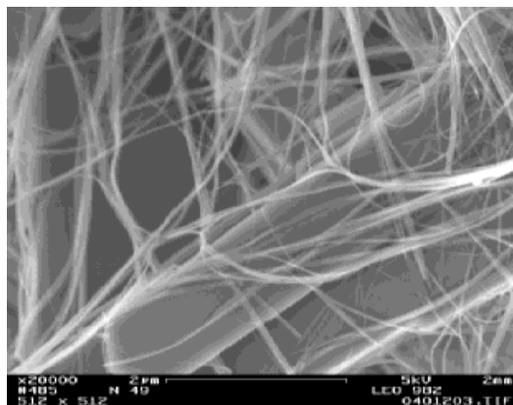


Рис. 2 Наноленты $K_2V_6O_{16} \cdot nH_2O$.

Если при $90^\circ C$ образуются рентгеноаморфные мелкодисперсные порошки поливанадатов, в гидротермальных условиях при температуре $180^\circ C$, времени процесса 30-40 ч, нами впервые получены кристаллические наноразмерные поливанадаты с различной морфологией, например (см. рис.2).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-4819.2006.3), "Фонда содействия отечественной науке" 2006 г, проект РФФИ № 07-03-00032.

СИНТЕЗ НАНОРАЗМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ОКСИДОВ $(\text{SiO}_2)_x(\text{TiO}_2)_{1-x}$

Д.В.Пономарев, А.И.Пушкарев, Г.Е.Ремнев

*Научно-исследовательский институт высоких напряжений
634050, Томск, пр. Ленина 2а,
e-mail: den@hvd.tpu.ru*

В работе представлены результаты экспериментального исследования синтеза наноразмерных композиционных оксидов в плазмохимическом реакторе с накачкой импульсным электронным пучком. Эксперименты выполнены с использованием электронного ускорителя ТЭУ-500 (400-500 кэВ, 60 нс, энергия в импульсе до 200 Дж) [1].

Импульсный электронный пучок инициировал объёмную плазмохимическую реакцию в смеси: $\text{O}_2 + \text{H}_2 + \text{SiCl}_4 + \text{TiCl}_4$, протекающую с выделением энергии. Рентгенофазовый анализ и высокоразрешающая электронная микроскопия показали, что образуются не отдельные частицы SiO_2 и TiO_2 , а их соединение в одной частице. Средний диаметр частиц - 15-60 нм. Ранее таким способом был синтезирован чистый диоксид титана [2].

Композиционный нанопорошок $(\text{TiO}_2)_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$ включает аморфную фазу SiO_2 и TiO_2 в кристаллической фазе, имеющей два типа решетки, характерных для чистого диоксида титана (рутил и анатаз).

Наноразмерные частицы имеют сферическую форму с огранкой, без внутренних полостей. Изменение соотношения компонент исходной реагентной смеси позволяет изменять соотношение кристаллических фаз TiO_2 , форму и размер частиц синтезированного композиционного порошка.

- [1] Г. Е. Ремнев, Э. Г. Фурман, А. И. Пушкарев, С. Б. Карпузов, Н. А. Кондратьев, Д. В. Гончаров. Импульсный сильноточный ускоритель с согласующим трансформатором // Приборы и техника эксперимента, 2004.- № 3.- С.130-134.
- [2] А.И. Пушкарев, Г.Е. Ремнев, Д.В. Пономарев Неравновесный плазмохимический синтез нанодисперсных оксидов металлов // Химия высоких энергий, 2006.- Т 40, № 2.- С. 134-140.

ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ SiO_2 НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОТОННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ

В.Г.Пономарева, Г.В.Лаврова

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск
e-mail: ponomareva@solid.nsc.ru*

Известно, что ряд кислых солей $\text{Me}_x\text{N}_y(\text{AO}_4)_z$ ($\text{Me} = \text{Cs, Rb, K, NH}_4$, $\text{A} = \text{S, Se, P}$) обладает суперионными фазами при температурах 120-250°C. Их высокая протонная проводимость связана с наличием структурных протонов и не зависит от влажности. Однако практическое использование данных солей затруднено наличием фазового перехода, сопровождающегося растрескиванием кристалла. Частично эту проблему можно решить с помощью гетерогенного допирования соединений наноразмерными частицами инертных оксидов.

Методом гетерогенного допирования получены протонные высокопроводящие композиционные электролиты на основе диоксида кремния с различной удельной поверхностью (14 - 580 м²/г) и пористой структурой и целого ряда кислых солей, таких как MeHSO_4 ($\text{Me} = \text{Cs, Rb, K}$), CsH_2PO_4 , $\text{Cs}_5\text{H}_3(\text{SO}_4)_4$, $\text{Cs}_3\text{H}_2\text{PO}_4(\text{HSO}_4)_2$, $(\text{NH}_4)_3\text{H}(\text{SO}_4)_2$, $\text{CsH}_5(\text{PO}_4)_2$. Энергия адгезии кислых солей к поверхности диоксида кремния достаточно велика, эффект твердофазного растекания энергетически выгоден, и при спекании образуются нанокомпозиты с размером зерен обеих фаз до 10 нм. При этом наблюдается существенный рост низкотемпературной проводимости, снижение температуры суперионного перехода, что связано с появлением разупорядоченных состояний на границе раздела фаз "ионная соль - оксид" (в том числе аморфных). Кроме того, гетерогенное допирование приводит к повышению механической прочности, и в ряде случаев термической устойчивости солей. Показано, что образование разупорядоченных состояний зависит от ряда факторов, в частности, от природы ионной соли, а также от величины удельной поверхности и пористой структуры диоксида кремния.

На основании анализа наблюдаемых термодинамических изменений в системе $\text{MeHSO}_4/\text{SiO}_2$ ($\text{Me} = \text{Cs, Rb}$) была обнаружена корреляция между величиной электропроводности композитов и долей разупорядоченной (в частности аморфной) фазы и рассчитана эффективная толщина приконтактного слоя, внутри которого свойства ионной соли значительно отличаются от объемных. Показано, что образование композитов происходит через сорбцию части протонов кислых солей поверхностными гидроксильными группами высокодисперсного диоксида кремния. При этом наблюдаются существенные изменения, как в структуре сульфатных тетраэдров, так и в системе водородных связей (их ослабление).

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

В.Г.Пушин

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
e-mail: pushin@imp.uran.ru*

Как известно, методы многократной интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют получать металлические материалы с необычными свойствами в наноструктурном состоянии. В обзоре применение данных подходов рассмотрено для сплавов на основе никелида титана с эффектами памяти формы (ЭПФ). Их применение открыло уникальные возможности изменения микроструктуры, влияния на фазовые превращения и связанные с ними физико-механические свойства сплавов с ЭПФ. Чрезвычайно полезным в фундаментальном аспекте оказалось использование интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (ИПДК). Установлено, что ИПДК обеспечивает предельное измельчение зерна, вплоть до аморфизации сплавов. Впервые было показано, что при этом аморфная матрица содержит нанообласти с сильно искаженной, но близкой к B2-решетке атомной структурой, которые становятся центрами последующей нанокристаллизации при низкотемпературном отпуске. Нанонитинол демонстрирует рекордные значения пределов прочности (до 2700 МПа), текучести (2000 МПа), реактивного напряжения при ЭПФ (1300-1500 МПа) при пластичности 15-20%, высокую термостабильность структуры и свойств. Использование ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП) по разным режимам позволило впервые создать объемные наноструктурные сплавы с ЭПФ. По сравнению с поликристаллическими прототипами (средний размер зерна 30-100 мкм в зависимости от методов синтеза) объемные (после РКУП) наноструктурные сплавы никелида титана имеют существенные преимущества: высокие прочностные и пластические свойства в широком интервале температур, комплекс предельных узкогистерезисных ЭПФ (температурных, деформационных, и, прежде всего силовых). В ряде важных технических и социально значимых направлений применения в промышленности, спецтехнике и медицине нитинол необходим в виде длинномерных прутков, полос, проволоки различных типоразмеров. Поэтому как способ дальнейшего улучшения механических характеристик и в качестве формообразующей обработки массивных наноструктурных сплавов TiNi с ЭПФ был использован метод РКУП, комбинируемый совместно с другими деформационно-термическими воздействиями, например многократной холодной или теплой прокаткой или волочением. Такая последующая деформация на большие суммарные степени переводит сплавы TiNi в сильно фрагментированное мартенситное или аустенитное состояние, соответственно. После обжата РКУП-сплавов на 90% получено высокопрочное аморфизированное состояние, в котором внутри аморфной матрицы присутствуют изолированные нанозерна размером 5-10 нм. Таким образом, к настоящему времени разработаны и комплексно исследованы объемные высокопрочные и пластичные многофункциональные наноструктурные сплавы TiNi с требуемыми для практического применения геометрическими размерами и формой.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами МНТЦ 2398р, 3802р, ИНТАС 99-01741, 01-0320, РФФИ 02-02-16420, 04-03-96005, 05-02-16728.

ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ТВЕРДОГО ЭЛЕКТРОЛИТА НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ С СУБМИКРОННОЙ СТРУКТУРОЙ

Ал.А.Ремпель, В.В.Иванов, С.Н.Шкерин¹, В.Р.Хрустов, А.С.Липилин,
А.В.Никонов

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

¹*Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург, России*

e-mail: rempel@iep.uran.ru, ivanov@iep.uran.ru, shkerin@ihte.uran.ru,

khrustov@iep.uran.ru,

lipilin@iep.uran.ru, nikonov@iep.uran.ru

Электролит на основе диоксида циркония (YSZ) широко применяется в твердооксидных топливных элементах (ТОТЭ). В литературе имеется множество публикаций посвященных электрическим свойствам этого материала с микронной структурой, когда средний размер зерна превышает несколько микрон. Возможность получения нанопорошков и стремительное развитие нанотехнологий позволили получить электролит на основе диоксида циркония с субмикронной структурой, спекаемый до практически полной плотности при температурах ~ 1000-1200 °С. Безусловно, полученный таким образом электролит будет иметь физические и химические свойства отличные от свойств электролита с микрокристаллической структурой. Цель данной работы состоит в исследовании электропроводности электролита на основе диоксида циркония с субмикронной структурой.

Образцы электролита, исследованные в данной работе, были изготовлены из слабо агломерированных нанопорошков 9.5YSZ полученных лазерным испарением крупнозернистой мишени (средний размер частиц нанопорошка 16 ± 2 нм, удельная поверхность 62 ± 4 м²/г). Синтез образцов осуществлялся методом одноосного магнитно-импульсного прессования (давление 0.5 - 1.2 ГПа) и последующего спекания (температуры спекания 950 - 1250 °С). Структура керамики изучалась методами рентгеновского анализа и атомно-силовой микроскопии. Средний размер кристаллитов в синтезированной керамики составлял 100 - 600 нм. Электропроводность исследовалась 2/4 зондовым методом с помощью метода импедансной спектроскопии (Solartron SI-1260/SI-1287). Было произведено разделение вклада объема и границ зерен керамики в полное сопротивление электролита.

В работе представлены результаты исследования электросопротивления электролита 9.5YSZ с субмикронной структурой в области температур 200 – 600 °С. Найдены зависимости полного сопротивления электролита и энергий активации от размера зерен. Было показано, что основной вклад в полное сопротивление электролита при температурах 200 – 600 °С вносит сопротивление границ зерен. При этом установлено, что с уменьшением размера зерен сопротивление объема зерен субмикронной керамики не изменяется, а сопротивление границ зерен уменьшается, последний результат противоположен зависимости, наблюдаемой для микрокристаллической керамики.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНО- И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ХОДЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Mg-Al-Ca

Л.Л.Рохлин¹, С.В.Добаткин^{1,2}, Ю.Эстрин³, М.В.Попов^{2,3},
В.Н.Тимофеев¹, Т.В.Добаткина¹, Н.И.Никитина¹, И.Е.Тарытина¹

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, e-mail: dobatkin@ultra.imet.ac.ru*

²*Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет), Москва*

³*Технический университет Клаусталь, Клаусталь, Германия*

Возможность получения объемных нано- и субмикроструктурных (СМК) материалов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) уже надежно установлена. Магниево-алюминиевые сплавы являются наиболее легкими конструкционными металлическими материалами, используемыми в современной технике, в связи с чем представляют особый интерес для структурного упрочнения. Целью работы является изучение возможности формирования нано- и субмикроструктурной структуры при ИПД Mg-0,62% Al-0,57% Ca сплава и последующего старения при нагреве.

ИПД проводили кручением при гидростатическом давлении (КГД) 4 ГПа при комнатной температуре на образцах размером диа. 10x0,6 мм с истинной деформацией $\epsilon \sim 6$ и равноканальным угловым прессованием (РКУП) при $T=200-300^{\circ}\text{C}$ с $\epsilon \sim 4-6$ на образцах 10x10x40 мм.

КГД сплава Mg-0,62%Al-0,57%Ca при 20 °С приводит к его существенному упрочнению, что можно объяснить формированием субмикроструктурной структуры с размером зерна 100-200 нм, а также, возможно, распадом пересыщенного твердого раствора в ходе ИПД.

Влияние интенсивной пластической деформации на кинетику старения изучалось на сплаве Mg-0,62%Al-0,57%Ca в исходном литом состоянии, после закалки, а также после ИПД.

Как показывает ход кривых изменения удельного электросопротивления и микротвердости от времени старения при 175°С, в процессе старения закаленного, а также литого и подвергнутого ИПД сплава Mg-0,62%Al-0,57%Ca происходит распад пересыщенного твердого раствора. Причем максимум упрочнения после ИПД сдвинут в сторону меньших выдержек. Сплав Mg-0,62%Al-0,57%Ca в исходном литом состоянии (без ИПД) не старится, тогда, как использование ИПД после литья дает возможность повысить свойства этого сплава в процессе старения. Таким образом, на Mg-Al-Ca сплаве впервые показана возможность старения после КГД. Старение сплава Mg-0,62%Al-0,57%Ca может происходить за счет выделения фазы Al₂Ca.

Сплав проявляет достаточно высокую термическую стабильность после отжигов при температурах до 200°С, которая требуется при использовании магниево-алюминиевых сплавов в конструкциях автомобилей.

По результатам изучения структуры и свойств сплава Mg-Al-Ca после КГД были выбраны режимы РКУ прессования. СМК структура после РКУ прессования обусловила небольшое упрочнение на 25 % по сравнению с литым состоянием при увеличении пластичности в 5 раз ($\sigma_{\text{в}}=200$ МПа, $\delta=12\%$).

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ

В.В.Руднева, Г.В.Галевский

ГОУ ВПО "Сибирский государственный индустриальный университет"
e-mail: kafcmet@sibsiiu.ru

Эффективность применения нанопорошков тугоплавких соединений в композиционном материаловедении во многом определяется достоверностью информации об их физико-химических свойствах.

Целью настоящей работы явилось проведение комплексной физико-химической аттестации карбида кремния, синтезированного углеводородным восстановлением микрокремнезема в плазменном потоке азота. Основные характеристики карбида кремния приведены в табл. 1.

Таблица 1. Основные характеристики карбида кремния

Характеристики	Значения
Фазовый состав	Si (C, N) куб., SiO ₂ ам.
Химический состав, % масс. основная фаза SiC _{0,95} N _{0,05}	90,87-93,23
Присутствующие примеси	
кремний	0,61-1,04
оксид	4,93-7,59
несвязанный углерод	0,61-0,95
летучие	2,98-3,14
Удельная поверхность, м ² /кг	36000-38000
Средний размер частиц, нм	61-65
Форма частиц	ограниченная
Распределение частиц по размерам *, %	
-10-20 нм	6
-30-70 нм	75
-70-90 нм	19

Примечание: * - для минимального среднего размера частиц.

Установлено, что азот в синтезируемом карбиде находится в виде твердого раствора замещения; микроискаженность кристаллической решетки для частиц SiC среднего размера составляет соответственно $(0,21 \pm 0,1)10^{-3}$ и $(0,53 \pm 0,1)10^{-3}$, т.е. при повышении дисперсности в 1,5 раза микроискаженность возрастает в 2,4 раза; у частиц SiC наблюдается тенденция к округлению ребер и вершин, формированию выпуклых граней. Это свидетельствует о нестабильности в области размеров частиц порядка 50 нм и менее четкой огранки, характерной для массивных кристаллов и, следовательно, указывает на существование размерного предела применимости теоремы Вульфа, управляющего законами огранки кристаллов, формирующихся в плазменных потоках. Ограниченная форма частиц карбида кремния свидетельствует об их образовании по механизму "пар - кристалл". Близость размеров частиц, определенных различными методами (БЭТ, рентгенографическим, электронно-микроскопическим, турбидиметрическим), позволяет предположить их монокристаллическое состояние.

СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРООСАЖДАЕМЫХ ПОКРЫТИЙ С НАНОПОРОШКОМ КАРБИДА КРЕМНИЯ

В.В.Руднева, Г.В.Галевский

ГОУ ВПО "Сибирский государственный индустриальный университет"
e-mail: kafcmet@sibsiiu.ru

Закономерным следствием применения нанопорошка (НП) карбида кремния в композиционных материалах на основе никеля и хрома является улучшение их свойств, проявляющееся в повышении твердости, сопротивления износу и коррозии в газовых средах.

Микротвердость композиционных материалов с наноразмерным наполнителем на основе никеля и хрома в 1,40-1,90 раза выше, чем у чистых металлов и в 1,10-1,20 выше по сравнению с композиционными материалами с микропорошками, причем во всех случаях величина микротвердости повышается с увеличением содержания частиц в композиционном материале. Внутренние напряжения минимальны в композиционных материалах с наноразмерным наполнителем, в 1,5-2,0 выше в чистых металлах и максимальны в композиционных материалах с микропорошками. Токи коррозии для материала Ni – НП в 12,8-14,0 и 2,6-4,8 раза ниже, чем соответственно у материалов Ni – микропорошок и чистого никеля, что свидетельствует об образовании практически беспористых композиционных материалов, обеспечивающих высокие защитные свойства. Жаростойкость композиционного материала Ni – НП значительно превосходит жаростойкость никелевой матрицы. Увеличение массы никелевых образцов через 1,5 часа при температуре 873 К в 4,12, при 973 К в 5,07 и при 1073 К в 2,43 раза больше, чем для композиционного материала Ni – НП. Это можно объяснить образованием на поверхности образцов сплошной защитной оксидной пленки, приводящей к снижению скорости окисления.

Включение наночастиц в никелевые и хромовые матрицы снижает интенсивность их изнашивания в зависимости от содержания наноразмерного порошка соответственно в 1,5-2,0 и 2,0-2,5 раза. Значительное повышение износостойкости материала Cr – НП SiC связано с устранением в структуре слоя возбудителей местной концентрации напряжений – микротрещин, присутствующих в значительных количествах в чистых хромовых слоях. Наряду с этим распространению трещин препятствуют также области композиционного роста осадка. Поэтому увеличение их также приводит к повышению износостойкости материала. Процесс износа в этом случае заключается в упругом оттеснении поверхностных слоев матрицы. Присутствие в ней наночастиц, приводящих к формированию ячеистой субструктуры и затрудняющих перемещение дислокаций, дополнительно упрочняет поверхностные слои материала.

Наряду с описанным выше повышением стойкости металлической основы композиционных материалов против износа и коррозии необходимо отметить еще одно технологическое преимущество наноразмерного наполнителя – высокую диффузионную подвижность наночастиц, что позволяет использовать для термической обработки покрытий скоростной нагрев (до 50-500 К/с) в электролитной плазме.

КИНЕТИКА РОСТА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОПЛЕНОК СУЛЬФИДА СВИНЦА PbS

С.И.Садовников, Н.С.Кожевникова, А.А.Ремпель

ИХТТ УрО РАН, ул. Первомайская, 91, ГСП-145, Екатеринбург, 620041
e-mail: rempel@ihim.uran.ru

Скорость изменения толщины нанопленки от времени важна как для построения количественной теории химического осаждения, так и для практики. Зная скорость химической реакции осаждения, варьируя глубину ее протекания и установив механизм формирования пленки на твердой поверхности, можно влиять на толщину образующейся пленки. В свою очередь, термическая стабильность нанокристаллических пленок определяет рабочий температурный интервал устройств, работающих на их основе.

В связи с этим целью работы являлось изучение кинетики роста нанокристаллических пленок и определение области их термической стабильности. В качестве материала нанопленки был выбран сульфид свинца.

Пленки PbS были получены химическим осаждением из водных растворов при температуре 325 К. Осаждение пленок проводилось на силикатное стекло. Структурными и оптическими методами была детально исследована кинетика роста нанопленок PbS. Так, методом интерферометрии показано, что толщина пленки в 30 нм достигается за время осаждения около 45 минут.

Прозрачность полученных нанопленок была исследована на спектрофотометре в интервале длин волн от 320 до 3100 нм. Согласно оптическим спектрам пропускания, на начальных этапах осаждения наблюдается просветление системы «стекло – нанокристаллическая пленка PbS» в области длин волн более 2700 нм. Однако после 70 минут осаждения абсорбция PbS в диапазоне 2700-3100 нм резко увеличивается, что приводит к уменьшению интенсивности пропускания. Согласно оптическим спектрам пропускания, при отжиге пленки край области поглощения пленки сдвигается в коротковолновую область, что обусловлено, по-видимому, окислением пленки на воздухе.

Методом рентгеновской дифракции показано, что пленка PbS остается термически стабильной до температуры 620 К. При отжиге нанопленки при температуре 620 К на воздухе происходит превращение PbS в фазу PbSO₄·PbO, которая остается стабильной в исследованном температурном интервале до 770 К.

После отжига пленки PbS при температуре 770 К, близкой к точке стеклования силикатного стекла, часть частиц сульфида свинца переходит в матрицу стекла вблизи его поверхности. Известно, что стекла с полупроводниковыми квантовыми точками представляют интерес для исследования фундаментальных свойств низкоразмерных структур [3]. Наблюдаемое явление может быть положено в основу разработки альтернативного метода допирования силикатных стекол наночастицами на основе PbS.

Работа поддержана Грантом Президента России МК-6939.2006.3 и Отделением химии и наук о материалах РАН № 4-2Р.

- [1] Белова Н.С., Ремпель А.А. // Неорганические Материалы, 2004.- Т. 40, № 1.- С. 7-14.
- [2] Rempel A. A., Kozhevnikova N. S. et al. // J. Cryst. Growth., 2005.- V.280. No 1-2.- P. 300-308.
- [3] Андреев А.Д., Липовский А.А.// Физ. техника полупроводников, 1999.- Т. 33. № 12.- С. 1450-1455.

СВОЙСТВА ПЬЕЗОКЕРАМИКИ, ЛЕГИРОВАННОЙ ХИМИЧЕСКИ ОСАЖДЕННЫМИ МЕДЬЮ И НИКЕЛЕМ

М.Н.Сарасеко, Н.Ф.Шибкова

Институт технической акустики НАН Беларуси
e-mail: ita@vitebsk.by

Керамическая технология основывается на изготовлении поликристаллических изделий путем спекания заготовок отформованных из порошков. Технология керамических материалов очень сложна и малейшие отклонения в ходе химических реакций могут по-разному сказываться на процессах синтеза пьезокерамических материалов.

Основной операцией технологического процесса производства керамических изделий является спекание или обжиг, который протекает при температурах выше 1000°C. Керамические материалы в процессе обжига приобретают плотную, монолитную структуру и все присущие им физические и механические свойства. Синтез из оксидов пьезокерамики на основе твердого раствора цирконата-титаната свинца (ЦТС) является одной из наиболее энергоемких и длительных операций в производстве пьезокерамических изделий. Большое внимание уделяется изучению кинетики этого процесса и возможных методов его интенсификации. Чтобы получать в производственных условиях изделия со строго заданными свойствами, что очень актуально для современной техники, необходимо, чтобы технология обеспечивала возможность управления такими важными характеристиками материала как его однородность и фазовый состав, кристаллическая структура, размеры кристаллитов, пористость и т.д.

Для интенсификации процесса спекания керамических материалов и улучшения свойств готовых изделий используют различные технологические приемы, одним из которых является введение легирующих добавок.

В работе представлены результаты введения легирующих добавок химическими методами. Синтезированы пьезокерамические материалы, легированные медью и никелем. Металлические добавки вводили методом химического осаждения на порошок шихты перед ее спеканием. Толщина покрытия составляла 0, 2 мкм. Такой метод легирования порошка керамики обеспечивает высокую гомогенизацию смеси.

Исследовано влияние металлических добавок на процесс спекания и плотность готовых изделий. Проведено сравнение с керамикой без добавок. Показано, что керамика с добавкой меди спекается при температуре ниже обычной на 100°C. Добавка никеля менее активна в процессе обжига. Плотность и значения электрофизических свойств керамических материалов при этом не ухудшаются.

СИНТЕЗ КООРДИНАЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ БАРИЯ, СТРОНЦИЯ И СВИНЦА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ С ЗАДАНЫМ СООТНОШЕНИЕМ КОНЦЕНТРАЦИЙ МЕТАЛЛОВ.

В.Г.Севастьянов¹, М.А.Чистяков¹, Е.П.Симоненко², Н.Т.Кузнецов¹

¹*Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН*

²*Московская государственная академия тонкой химической технологии им. М.В Ломоносова*

Для осаждения нанодисперстных фаз состава $M^{II}M^{IV}O_3$ методом CVD и получения заданного отношения концентраций металлов необходимо поддержание требуемого соотношения концентраций прекурсоров оксидов металлов в газовой фазе. Одними из практически важных соединений состава $M^{II}M^{IV}O_3$ получаемых методом CVD являются метапльомбаты бария ($BaPbO_3$) и стронция ($SrPbO_3$).

Для решения данной задачи перспективно применение в качестве прекурсоров оксидов металлов координационных соединений, обладающих равными давлениями паров при одной и той же температуре, что также снимает ряд аппаратурных проблем при проведении процесса осаждения.

Ранее нами было предположено на основании анализа молекулярных моделей с использованием средств структурно-термохимического подхода и показано экспериментально, что координационные соединения общей формулы транс-[M(18-краун-6)(C₅HO₂F₆)₂], где M= Ba и Pb, обладают равными летучестями [1].

В данной работе проведен синтез и идентификация координационных соединений состава транс-[M(18-краун-6)(C₅HO₂F₆)₂], где M = Sr (I), Ba (II) и Pb (III). Установлено, что соединение (I) сублимирует в тех же условиях, что и (II), (III) (~95⁰C, 10⁻² мм.рт.ст.). Таким образом, соединение (I), имея одинаковый с (II) и (III) состав и строение, обладает близкой к (II) и (III) летучестью.

Проведен процесс препаративной сублимации синтезированных соединений из их смеси. Методом рентгенофлуоресцентного анализа сублимата установлены соотношения концентраций металлов в сублимате при различных температурах возгонки. Методом контактной атомно-силовой микроскопии изучена топография поверхности сублимата. Сделан вывод о перспективности синтеза рассмотренных координационных соединений как прекурсоров для получения высокодисперсных метапльомбатов бария или стронция.

[1] Координационная химия, 2006.- Т. 32(10).- С. 723-731

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОНОПРОВОДЯЩИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $\text{Bi}_2\text{Mg}_{(1-x)}\text{Cu}_x\text{Nb}_2\text{O}_9$ И ИХ ЭКВИВАЛЕНТНАЯ СХЕМА

Н.А.Секушин¹, И.В.Пиир²

¹*Институт химии Коми научного центра УрО РАН, г. Сыктывкар*

²*Сыктывкарский государственный университет,*

e-mail: sekushin-na@chemi.komisc.ru

Синтез образцов $\text{Bi}_2\text{Mg}_{(1-x)}\text{Cu}_x\text{Nb}_2\text{O}_9$ ($x = 0,04 - 0,8$) осуществлялся керамическим методом путем высокотемпературной обработки шихты, полученной смешением стехиометрических количеств исходных оксидов высокой степени чистоты: Bi_2O_3 , Nb_2O_5 , MgO и CuO . Навески оксидов тщательно перемешивали в яшмовой ступке для получения однородной смеси и запрессовывали в таблетки диаметром 12 мм и толщиной 2,5 мм. Предварительное прокаливание при 650°C в течение 6 часов, необходимое для перевода оксида висмута (III) в более активную γ -модификацию, осуществлялось в шахтной печи. Последующий обжиг проводился при температуре 1000°C в течение 20 часов, а затем при 1100°C в течение 6 часов. Температура синтеза поддерживалась с точностью ± 10 С. В результате трехстадийной температурной обработки были получены однофазные материалы.

Структура твердых растворов исследовалась с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-4-13 ($\text{CuK}\alpha$). Полученные материалы обладали четкой рентгенограммой, расшифровка которой показала, что синтезированные материалы имеют структуру типа кубического пирохлора $\text{Fd}\bar{3}m$ (A_2O) B_2O_6 .

Для изучения электрических свойств на противоположные торцы таблеток образцов в качестве токопроводящего слоя наносили и вжигали серебряную пасту. Созданный таким образом конденсатор подключали к мосту переменного тока МТ4090 и измеряли емкость и проводимость на частотах 100 Гц, 120 Гц, 1 кГц, 10 кГц, 100 кГц, 200 кГц в температурном интервале от 20°C до 520°C . Температура в процессе измерения удерживалась с точностью $\pm 1^\circ\text{C}$. Достоверная точность моста составляла 4 знака ($\pm 0,1$ %).

В результате проведенных исследований выявлена сильная частотная и температурная зависимость емкости образцов. Обнаружена инверсия знака реактивной составляющей проводимости, которая имеет место при частоте 200 кГц и температурах выше 400°C . Это проявляется в регистрации отрицательной емкости, что фактически означает положительную индуктивность. Вместе с тем, проводимость образцов имеет слабую частотную зависимость и сильную экспоненциальную температурную зависимость, что свидетельствует о значительной электронной составляющей.

Для интерпретации полученных результатов рассмотрено несколько эквивалентных схем образцов. Проведенные расчеты показали, что ни одна из эквивалентных схем, состоящих из сосредоточенных элементов, не может адекватно смоделировать электрические свойства образцов. Сделан вывод о необходимости рассмотрения эквивалентных схем с распределенными параметрами, причем в состав этих схем должны входить как емкостные, так и индуктивные элементы. Появление индуктивной составляющей проводимости объяснено массивностью носителей заряда.

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОДИСПЕРСИЙ

Г.Е.Селютин¹, В.А.Ворошилов¹, Ю.Б.Гаврилов¹, В.А.Полубояров³, В.А.Захаров²,
В.Е.Никитин²

¹ИХХТ СО РАН, ²ИК СО РАН, ³ИХТТ СО РАН

Вследствие того, что металлы подвержены химической коррозии и обладают относительно высоким коэффициентом трения, существует потребность в замене изделий из стали и цветных металлов на полимерные. Наиболее перспективным полимером является сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ).

Приведены результаты испытаний на истирание пластин из СВМПЭ, полученных методом горячего прессования с наполнителями. В качестве наполнителей использовали природные силикаты и карбид кремния, подвергнутые механоактивации. Механоактивацию проводили в мельницах АГО-2 при вводимой шарам мощности порядка 100 Вт/гр. Испытания проводили в паре трения стальной диск — стержень из испытуемого материала в водной среде.

Установлено, что введение керамических нанопорошков СВМПЭ приводит к значительному увеличению стойкости к истиранию. Оптимальная концентрация наполнителя находится в пределах 5-10 весовых процента. При этом стойкость к истиранию возрастает многократно (в 1000 раз).

Методом РФА обнаружено, что введение порошков в СВМПЭ переводит кристаллическую фазу СВМПЭ в аморфную.

По данным ДТА в исходном СВМПЭ наблюдается три тепловых эффекта при температурах 120 С; 270 С; и 380 С. После введения в СВМПЭ 7% порошка наблюдаются уже пять тепловых эффектов при температурах: 120 С; 190 С; 250 С; 330 С и 360 С. А после введения 15% порошка остается только четыре тепловых эффекта при температурах: 120 С; 190 С; 250 С и 360 С.

Тепловой эффект при температуре 120 С связан с температурой плавления кристаллической фазы СВМПЭ. Другие тепловые эффекты связаны с другими некристаллическими (аморфными) фазами СВМПЭ. То есть введение порошков в СВМПЭ приводит к появлению новых аморфных фаз и как следует из рентгенограмм к уменьшению количества кристаллической фазы. Причем наибольшее количество аморфных фаз наблюдается при введении в СВМПЭ 7% порошка.

По данным малоуглового рентгеновского рассеяния при введении в СВМПЭ 7% порошка наблюдается резкое измельчение структуры наполненного СВМПЭ по сравнению с исходным СВМПЭ и по сравнению с наполненным СВМПЭ при введении в него 15% порошка. Можно считать, что измельчение структуры СВМПЭ происходит за счет увеличения количества фаз. Новые же аморфные фазы в наполненном СВМПЭ образуются за счет его модификации частицами керамических порошков, которые являются центрами нуклеации новых фаз.

Таким образом, оптимальное количество 7% порошка для модификации СВМПЭ связано с тем, что при таком количестве порошка возникает максимальное количество аморфных фаз в наполненном СВМПЭ, что приводит к максимальному измельчению его структуры. А измельчение структуры СВМПЭ приводит к улучшению его механических свойств.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ В Si, ПОЛУЧАЕМЫХ В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА

Б.С.Семухин, В.П.Демкин, С.В.Мельничук

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (ИФПМ СО РАН),
Томский государственный университет (ТГУ). (г. Томск)*

Научный интерес к нанокристаллическому состоянию полупроводникового материала - Si связан, прежде всего, с ожиданием размерных эффектов в свойствах нанокристаллитов, размеры которых соизмеримы или меньше, чем характерный корреляционный масштаб того или иного физического явления. Практический интерес к наноразмерному Si обусловлен возможностью значительной модификации и даже принципиального изменения свойств кремния при переходе в нанокристаллическое состояние, которое открывает нанотехнология, базирующаяся на модифицировании полупроводниковых материалов в плазме тлеющего разряда. Нами в результате обработки кремния наблюдается образование тонкого нанокристаллического слоя, имеющего свойства наноматериалов. Имплантация ионов водорода в полупроводниковые материалы приводит к изменениям их структуры и электрофизических свойств, что является важным как для изучения физики происходящих процессов, так и для создания новых технологий в микроэлектронике. В данное время механизмы модификации полупроводников являются не достаточно изученными, а сама имплантация протонов проводится в ограниченном интервале условий. Разработанный нами метод имплантации позволяет проводить модификацию полупроводников ионным пучком с различными заданными параметрами временной динамики и энергетики. Низкотемпературное приповерхностное микролегирование в настоящее время начинает широко использоваться в полупроводниковой промышленности зарубежных стран. Подобные исследования ведутся в ряде стран с использованием несколько иной техники (ускорителей или имплантаторов, а также с использованием других ионов).

Нами разработан и создан специализированный высоковольтный плазмохимический реактор с управляемыми параметрами ионного пучка. На основании экспериментальных дифракционных картин, полученных на синхротронном излучении, изучена структура впервые синтезируемых технически важных полупроводниковых материалов (кремния) с наноразмерными зонами.

ДИНАМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРШКООБРАЗНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

А.А.Сивков, А.С.Сайгаш, Д.И.Герасимов Р.Р.Шарипов, С.И.Привезенцев.

*Томский политехнический университет
e-mail: SivkovAA@mail.ru*

Необходимость разработки простых методов получения нанодисперсных порошкообразных кристаллических материалов на основе титана диктуется перспективностью их использования в качестве абразива, для изготовления твердосплавных компактных элементов с нанокристаллической микроструктурой и нанесения упрочняющих покрытий.

Результаты поисковых экспериментальных исследований показали возможность использования импульсного сильноточного коаксиального магнитоплазменного ускорителя для получения нанодисперсных кристаллических порошков, в том числе сверхтвердых материалов TiN, TiC, $C_{0,3}N_{0,7}Ti$. За один рабочий цикл с энергией (100÷200) кДж нарабатывается (5,0÷15,0) г порошкообразного продукта. Ориентировочная производительность - 100г/час при энергозатратах порядка 5кВт·час/кг. Метод отличается простотой и экологической безопасностью, не требует предварительной подготовки основного расходного материала и его дозированной подачи, реализуется при близких к атмосферному давлениях в камере реактора и при комнатной температуре.

Динамический синтез диоксида титана TiO_2 осуществляется в атмосфере углекислого газа CO_2 при атмосферном давлении. В случае предварительной двукратной прокачки реактора азотом, практически единственной фазой динамического синтеза является TiN (рис.). В атмосфере азота при атмосферном давлении с введением углерода в плазму сильноточного разряда удалось осуществить динамический синтез одного из наиболее перспективных кристаллических ультрадисперсных порошков - карбонитрид титана $C_{0,3}N_{0,7}Ti$.

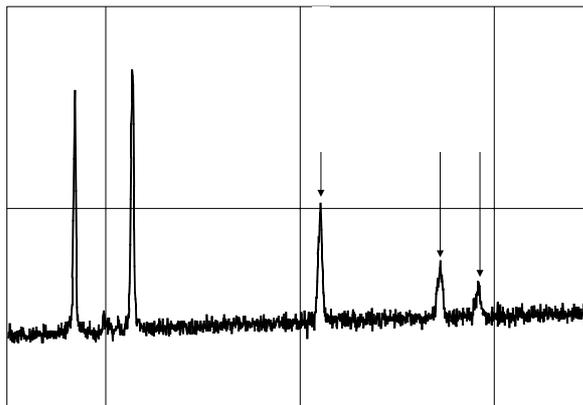


Рис. Рентгеновская дифрактограмма нанодисперсного порошка TiN.

Полученные порошки исследовались на растровом электронном микроскопе Philips SEM 515. Продукт динамического синтеза представляет собой агломераты мелких частиц сферической формы диаметром от 0,5 мкм до 0,06 мкм и меньше (Примерно 90 % частиц порошка имеют размер от 0,05 до 0,15 мкм). Частицы неправильной формы отсутствуют.

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ СТЕКЛА, ОБРАБОТАННОГО НОВОЙ МАТИРУЮЩЕЙ ПАСТОЙ

О.Н.Сидельникова¹, А.Н.Саланов², А.И.Маслий¹

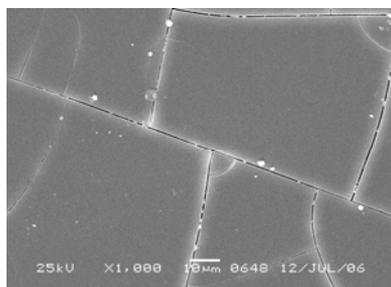
¹Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, ул.Кутателадзе,18,
Новосибирск, Россия, 630128

e-mail: olsi@solid.nsc.ru, masy@solid.nsc.ru

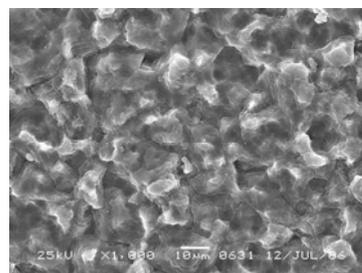
² Институт катализа им. Борескова СО РАН, пр. Лаврентьева, 5,
Новосибирск, Россия, 630090

e-mail: salanov@catalysis.nsk.su

Новая паста для матирования стекла, представленная в работах [1, 2], имеет важное преимущество – отсутствие в составе пасты фтористоводородной кислоты и ее производных. Процесс матирования протекает при температуре $\sim 300^{\circ}\text{C}$ и приводит к модифицированию поверхностного слоя стекла толщиной $\sim 2\text{-}5$ мкм, выраженному в формировании большого числа блоков дробления с линейными размерами (20-70 мкм). На Фиг. 1 представлен микрорельеф блочной структуры поверхности стекла после обработки новой пастой, полученный методом растровой электронной микроскопии. Блоки дробления разделены системой протяженных трещин, ширина которых составляет $\sim 200 - 250$ нм. В результате формирования такой поверхностной структуры матированная область стекла имеет молочно-белую окраску, плотность которой зависит от толщины нанесенного слоя матирующей пасты.



Фиг. 1. Морфология поверхности стекла, после матирования новой пастой.



Фиг. 2. Морфология поверхности стекла, после химического травления составом, содержащим фтористоводородную кислоту.

Наблюдаемая морфология структуры поверхностного слоя существенно отличается от микрорельефа поверхности стекла после матирования методом химического травления составом, содержащим фтористоводородную кислоту, представленного на Фиг.2. В этом случае микрорельеф поверхности характеризуется большим количеством равномерно распределенных углублений и вершин, образованных в результате травления.

В работе также исследовалась морфология осадков серебра, сформированных на матированной поверхности стекла методом химического восстановления и электрохимического осаждения (толщина слоя серебра составляет соответственно 200 нм и 10 мкм).

[1] А.А. Сидельников, Д.В. Свистунов, О.Н. Сидельникова.// Патент РФ №2238919, 2004.

[2] Sidelnikova O.N., Sidelnikov A.A., Svistunov D.V. //Glass, march, 2006/- P.12.

**МОРФОЛОГИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МИКРОПОРОШКОВ
СОЕДИНЕНИЙ $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$, $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$, $\text{Nd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ И $\text{Nd}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$ И ИХ
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В КАЧЕСТВЕ СОРБЕНТОВ**

Е.П.Симоненко¹, Р.Г.Павелко², Н.С.Иконников², В.И.Перепеченых²,
Н.А.Игнатов¹, Н.П.Симоненко¹, В.Г.Севастьянов², Н.Т.Кузнецов²

¹Московская Государственная Академия тонкой химической технологии им.
М.В. Ломоносова

²Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН

В рамках работы исследована морфология частиц фаз со структурой пирохлора: $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$, $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$, $\text{Nd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ и $\text{Nd}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$. Соединения синтезированы методом горения с использованием в качестве стартовых реагентов цитратов соответствующих элементов. Рентгенофазовый анализ продуктов синтеза выявил наличие незначительных примесей исходных оксидов (<5 %), ИК-спектры соответствуют приведенным в литературе для соединений.

Полученные порошки наносили на полированную поверхность в виде суспензии (этанол-вода).

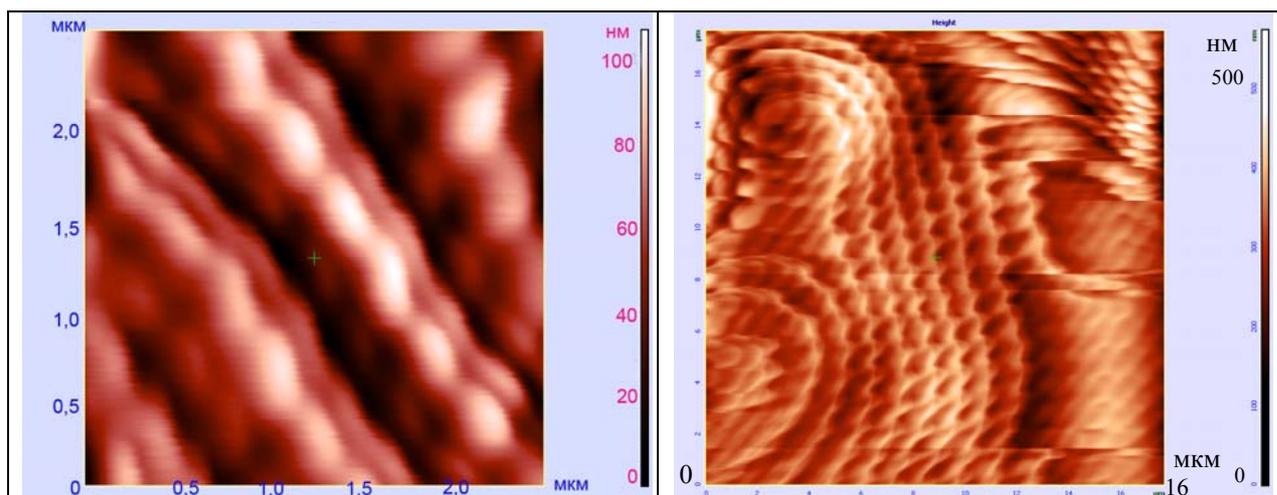


Рисунок 1. Морфология поверхности покрытия $\text{Nd}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$, полученная методом полуконтактной атомно-силовой микроскопии.

Исследование морфологии поверхности (рис. 1) выполнено методом атомно-силовой микроскопии с применением прибора Solver (NT-MDT, Россия), методика постоянной силы. Выявлено, что соединения структурируются в виде протяженных упорядоченных «спиралевидных» (диаметром ~ 1 мкм) образований, которые, в свою очередь, состоят из наноразмерных кристаллитов (ПЭМ).

Синтезированные вещества наносили на внутреннюю поверхность кварцевых (стеклянных) микрокапиллярных колонок для использования их как высокодисперсных сорбентов. Изучен процесс удерживания азотсодержащих молекул фазами $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$, $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$, $\text{Nd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ и $\text{Nd}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$ методом капиллярной газовой хроматографии на газожидкостном хроматографе модели 3700 с детектором ионизации в пламени (чувствительность по пропану 1.10-11 г/с).

ИЗМЕНЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ГИДРАТАЦИИ НИТРАТА ЛИТИЯ ПРИ ДИСПЕРГИРОВАНИИ В МЕЗОПОРАХ СИЛИКАГЕЛЯ

И.А.Симонова, Ю.И.Аристов

Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, тел(факс): +7(383) 330-95-73
e-mail: sia@catalysis.ru

Диспергирование неорганических солей до наноразмеров может приводить к существенному изменению их физико-химических свойств. Понимание этого явления открывает новые возможности для регулирования свойств дисперсной соли. Одним из эффективных способов диспергирования соли является ее помещение в нанопоры матрицы-хозяина.

В данной работе изучено изменение температуры T_g образования гидрата $\text{LiNO}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ в зависимости от размера пор силикагеля, в котором соль диспергирована. Показано, что при уменьшении размера пор эта температура повышается, и по сравнению с массивной солью сдвиг может достигать 10-25°C (рис.1), что близко к сдвигу для гидратации нитрата кальция [1]. Рост T_g может быть описан линейной зависимостью от обратного радиуса пор (рис. 2), что указывает на доминирование поверхностных свойств над объемными.

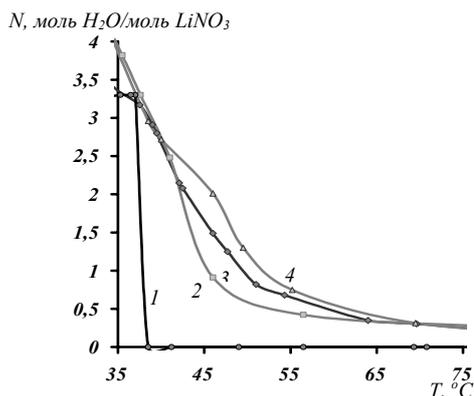


Рис. 1. Изменение температуры гидратации в зависимости от размера пор матрицы: 1 - массивный LiNO_3 , 2- 15 нм, 3- 10 нм, 4- 6 нм.

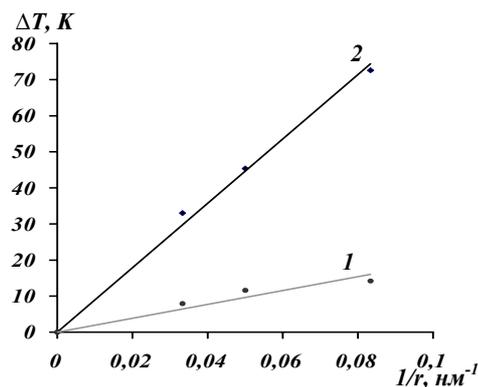


Рис. 2. Зависимость повышения T_g (1) и понижения $T_{пл}$ (2) LiNO_3 от обратного радиуса пор матрицы.

Дополнительным указанием на это является обнаруженное методом ДСК понижение температуры плавления $T_{пл}$ нитрата лития с уменьшением размера пор матрицы (рис. 2), которое хорошо описывается уравнением Гиббса-Томсона. Абсолютная величина сдвига $T_{пл}$ оказалась в 3-5 раз больше сдвига T_g .

Эффект повышения T_g позволяет провести целенаправленный синтез композитов « LiNO_3 /силикагель» со свойствами, оптимальными для запасания низкотемпературного тепла, адсорбционных тепловых насосов и холодильников.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 04-02-81028, 05-02-16953 и 05-08-50223), ИНТАС (проект № 03-51-6260) и программы Интеграционных проектов СО РАН (проект № 11).

[1] И.А. Симонова, Ю.И. Аристов //ЖФХ, 2005/- Т. 79, №8.- С. 1-5.

ПОЛУЧЕНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ НИЗКОПЛОТНОГО УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

В.А.Скачков, А.В.Карпенко, В.И.Иванов

*Запорожская государственная инженерная академия,
e-mail: colourmet@zgia.zp.ua*

При создании низкоплотных материалов работающих в условиях высоких температур (до 3000⁰С), целесообразно использовать в качестве наполнителя рубленные углеродные волокна (УВ), равномерно распределенные в углеродной матрице. Для формирования углерод-углеродной матрицы использовали феноло-формальдегидную смолу (ФФС), имеющую высокую химическую и термическую стойкость, а также высокий коксовый остаток.

Для получения низкоплотного углеродного композиционного материала использовали метод высадки из водной суспензии. Микропорошок ФФС и рубленные УВ предварительно подготавливали и смешивали в фильтрах с водой. Полученную суспензию сливали на фильтр-сито и формовали заготовка-блок.

Сформованные заготовки сушили вакуум-термическим методом и подвергали карбонизации при температуре 1000⁰С в среде очищенного азота. Карбонизация обеспечивала переход ФФС в коксовый остаток, имеющий структуру, близкую к стеклоуглероду.

Для обеспечения равномерной плотности и физико-химических характеристик по всему объему низкоплотного углерод-углеродного композиционного материала (НПУУКМ) разработана технология приготовления суспензии и способ слива на фильтр-сито.

В основу расчета технологических параметров положена математическая модель, учитывающая размеры микрочастиц ФФС, распределение УВ по длинам, скорости седиментации каждой фракции и предельное содержание фракций.

Полученный по предложенной технологической схеме материал обладает пористой структурой. Открытая пористость такого материала составляет от 60 до 80%, плотность в пределах 0,23 ± 0,02 г/см³, теплопроводность 0,25 Вт/м·К.

Описанный набор свойств и характеристик позволяет внедрить НПУУКМ в производство тепловых узлов и их, комплектующих для большого количества печей машиностроительных предприятий Украины, России, Польши, Германии, Чехии, Австрии, Японии, Англии. Модернизированные печи и агрегаты успешно работают на предприятиях Украины, России и дальнего зарубежья: АО «Мотор-Сич», КП «Титано-магниевого комбинат», ГЗ «Углекомпозит» (г.Запорожье), Южный машиностроительный комбинат (г.Днепропетровск), ПО НИКМАС, НПО им. Фрунзе (г.Сумы), завод «Чистые металлы» (г.Светловодск), НПО «Машпрект» (г.Николаев), предприятия Донецка и донецкой области, заводы «Салют», «Сатурн» (г.Москва), «Теросил» (г.Рожнов, Чехия), «Крафтенлаген» (г.Мюнхен, Германия). Модернизованы более двух десятков типов печей: KOPP.VG-200 (Австрия), ULVAK-60GC, ULVAK-90GC (Япония), BBC (Англия), VSP-8A, VSP-20A (Австрия), ЭЛТЕРМА WFG-BL-48x48 (Польша). Печи разработки бывшего СССР: Редмет-15, Редмет-30, СТВ-2.3, СНВЭ, ВИП-10, УВНК-8П, СШВГ-8/8, СШВГ 25/30.

Данное оборудование, оснащенное НПУУКМ, позволяет снизить трудозатраты на подготовку к работе, повысить ремонтпригодность, увеличить ресурс работы на 50-200%, снизить энергопотребление до 70%, использовать их в широком диапазоне температур (1000-2500⁰С).

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ ЦИНК-АЛЮМИНИЙ, СООТВЕТСТВУЮЩИХ ОБЛАСТИ РАССЛОЕНИЯ ГЦК-ФАЗЫ

А. И.Скворцов, В. М.Кондратов

*Вятский государственный университет,
e-mail: kondratov@vgu.ru*

Ранее установлено, что сплавы на основе цинк-алюминий монотектоидного типа обладают высокой демпфирующей способностью, удовлетворительными механическими свойствами, хорошими технологическими свойствами.

Цель настоящей работы - исследование зеренной структуры, фазового состава, характеристик внутреннего трения, механических свойств сплавов цинк-алюминий, соответствующих высокотемпературной области расслоения ГЦК-фазы.

Использованы методы: внутреннего трения, электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, методы исследования механических свойств.

Закаленное от 300 °С состояние сплавов Zn-Al характеризуется тем, что увеличение содержания алюминия в сплаве (от 23 до 63 мас.%) ведет к уменьшению размера зерна (от 330 до 40 нм), увеличению содержания остаточной при комнатной температуре α' -фазы, что сопровождается повышением твердости, ослаблением низкоамплитудного внутреннего трения.

Последующее низкотемпературное стабилизирующее старение (при 90 °С) ослабляет низкоамплитудное внутреннее трение и повышает твердость преимущественно из-за дисперсионного упрочнения. После этого вида термической обработки, как и после закалки, связь характеристик прочности с характеристиками внутреннего трения и пластичности – обратная.

Увеличение степени пластической деформации сплавов цинк-алюминий при термомеханической обработке (гидроэкструзии при 320-350 °С с последующим охлаждением в воде) сопровождается усилением низкоамплитудного внутреннего трения преимущественно вследствие измельчения зерна α - и β -фаз (соответственно от 25 до 20 и от 60 до 40 нм).

Увеличение степени пластической деформации сплавов цинк-алюминий при термомеханической обработке может сопровождаться увеличением доли остаточной α' -фазы, что ведет к снижению демпфирующей способности сплавов. Частично это снижение можно компенсировать монотектоидным распадом α' -фазы путем проведения низкотемпературного старения.

Итак, при анализе причин изменения тех или иных свойств наноструктурированных сплавов цинк-алюминий необходимо учитывать наряду с зеренной структурой также фазовый состав, возможность дисперсионного упрочнения.

Развитие проведенных исследований в направлении большего измельчения структурных составляющих с целью увеличения прочности и демпфирующей способности видится в использовании более сильных деформационных воздействий на сплавы, в оптимизации при таких воздействиях состава сплава и способов термической обработки.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 06-03-93354)

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ДОПИРОВАННОГО ИОНАМИ ХРОМА

В.В.Слабко, Н.Э.Лямкина, Г.А.Чиганова

*Политехнический Институт Сибирского Федерального Университета
Россия, 660074, г. Красноярск, ул. ак. Киренского 26
e-mail: vepom@kgtu.runnet.ru*

В последние годы активно развиваются технологии изготовления лазерных нанокристаллических керамик на основе допированных ионами переходных и редкоземельных элементов оксидных материалов [1,2]. В данной работе представлены результаты допирования ионами трехвалентного хрома оксида алюминия, полученного с использованием энергии взрыва. Введение бихромата аммония на стадии ударно-волнового синтеза оксида алюминия позволяет внедрить ионы хрома в решетки α - и θ - Al_2O_3 . Характерный спектр люминесценции ($\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$ лазер; 300 К) синтезированных порошков представлен на рисунке.

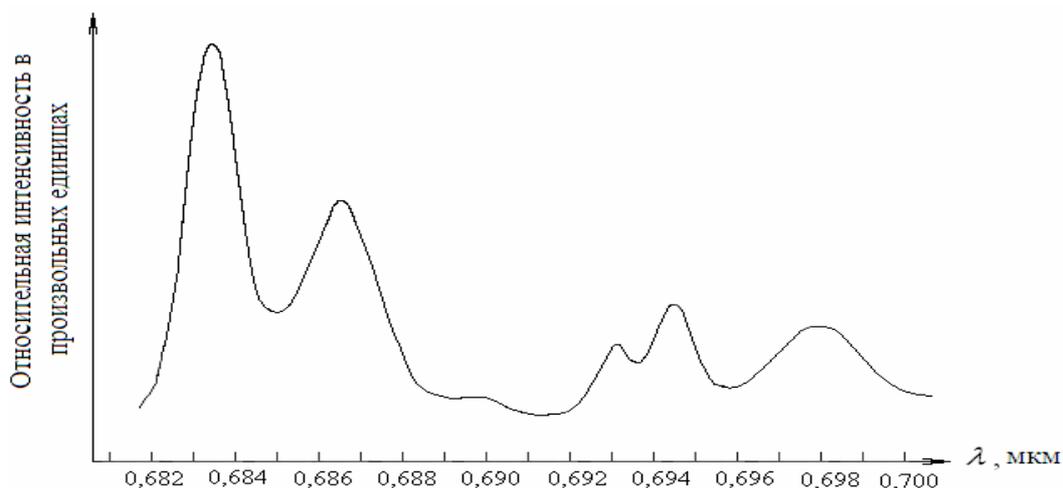


Рисунок – Спектр люминесценции синтезированного порошка

Дублетные линии 0.6943 и 0.6928 мкм характеризуют люминесценцию Cr^{3+} в корунде, линии с $\lambda_1 = 0.6836$ мкм и $\lambda_2 = 0.6867$ мкм обусловлены ионами хрома, внедренными в решетку $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Допирование ионами хрома осуществлено также в процессе термообработки порошка оксида алюминия ударно-волнового синтеза с бихроматом аммония. Использование прекурсора Cr_2O_3 и характерные особенности ультрадисперсного оксида алюминия, полученного с использованием энергии взрыва (преобладание хорошо окристаллизованной δ -модификации; низкая степень гидроксирования поверхности) позволяют получить высокодисперсные порошки $\alpha\text{-Al}_{2-x}\text{Cr}_x\text{O}_3$ при значительном сокращении длительности процесса по сравнению с золь-гель технологией синтеза.

Аналогичная экспериментальная постановка может быть использована для получения высокодисперсного оксида алюминия, допированного ионами различных переходных и редкоземельных элементов.

[1] T. Yanagitani, H. Yagi, and Y. Hiro // Japanese patent 10-101411 (1998).

[2] M. Sekita, H. Haneda, T. Yanagitani, and S. Shiranski // J. Appl. Phys., 1990-V.67.-P. 453.

НАНОКОМПОЗИЦИЯ HfO_2/Si : СОСТАВ И СТРУКТУРА

Т.П.Смирнова¹, В.В.Каичев², Л.В.Яковкина¹, В.И.Косяков¹
С.А.Белошапкин³, М.С.Лебедев¹, В.А.Гриценко⁴

¹Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск, Россия

²Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия

³Materials and Surface Science Institute, Limerick, Ireland

⁴Институт физики полупроводников СО РАН, Россия

Пленки HfO_2 , имеющие высокое значение диэлектрической проницаемости, являются перспективным материалом для устройств нанoeлектроники: затворный диэлектрик в ЭППЗУ, блокирующие слои в структурах с квантовыми точками и в приборах ФЛЭШ памяти.

Основным требованием при их использовании в устройствах нанoeлектроники является термодинамическая стабильность композиции HfO_2/Si .

Цель настоящей работы – исследование химического, фазового состава и структуры пленок HfO_2 , получаемых методом химического осаждения из газовой фазы из комплексных соединений гафния.

Термодинамический анализ показал, что композиция $\text{Si}/\text{SiO}_2/\text{HfO}_2$ нестабильна и на границе между слоем оксида и подложкой должны присутствовать включения HfSiO_4 . При понижении $p(\text{O}_2)$ до некоторой критической величины $p_1(\text{O}_2)$ включения исчезают и стабильна композиция Si с дефектным HfO_{2-y} ($y_1 < y < y_2$). При дальнейшем понижении парциального давления между Si и HfO_{2-y} появляются включения силицидов гафния. Таким образом, исходя из результатов термодинамического рассмотрения системы $\text{Si}/\text{SiO}_2/\text{HfO}_2$, следовало ожидать, что состав переходного слоя, образующегося на границе раздела будет определяться условиями синтеза пленок.

Методами фотоэлектронной спектроскопии, электронной микроскопии высокого разрешения, рентгенофазового анализа и эллипсометрии было установлено, что:

- в процессе синтеза пленки HfO_2 формируется многослойная наноконпозиция $\text{HfO}_2/\text{Hf}_x\text{Si}_y\text{O}_z/\text{SiO}_2/\text{Si}$,

- силикат гафния образуется в результате протекания твердофазной реакции взаимодействия SiO_2 с HfO_2 ($\Delta H = -13$ кДж.моль)

- пленка HfO_2 имеет нанокристаллическую структуру моноклинной модификации с размером кристаллитов 2-5 нм.

- промежуточный слой, образующийся на границе раздела HfO_2/Si , является аморфным и имеет толщину ~5 нм при исходной толщине слоя собственного оксида 5 нм, толщина слоя $\text{Hf}_x\text{Si}_y\text{O}_z$ составляет 4 нм.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (05-03-32-393а), СО РАН (интеграционный проект № 97) и гранта Президента РФ по поддержке научных школ (РФ № 4419.2006.3)

ВЛИЯНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОДИСПЕРСИЙ НА ФОРМУ СПЛЭТОВ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ НАПЫЛЕНИИ ПОДСЛОЕВ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ

О.П.Солоненко¹, В.А.Полубояров, А.Е.Лапин, З.А.Коротаева, А.Н.Черепанов¹

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Россия, Новосибирск 630128,
Кутателадзе 18, tel.(383-2)399348, fax.(383)3322847*

e-mail: sanych@solid.nsk.su

¹*Институт теоретической и прикладной механики СО РАН*

Показано, что механическая обработка металлических порошков, используемых далее для плазменного напыления, так и введение в эти порошки керамических нанодисперсий механохимическим методом приводит к увеличению прочности плазменных покрытий более чем в четыре раза и к увеличению их коррозионной стойкости в десятки раз. Приведенные в данной работе данные позволяют объяснить этот результат.

По данным электронной микроскопии исходный порошок состоит из плотных частиц в основном шарообразной формы. После обработки в струе плазмы и закалки в воде исходного порошка наблюдаются плотные шарообразные частицы с узорчатой поверхностью. После удара таких частиц с подложкой из нержавеющей стали наблюдается сплэт в форме бублика.

Частицы механически обработанного порошка имеют неправильную вытянутую форму с острыми углами. После обработки в струе плазмы и закалки в воде механически обработанного порошка наблюдаются пустотелые частицы с узорчатой поверхностью. После удара таких частиц с подложкой из нержавеющей стали наблюдается сплэт, имеющий форму близкой к кругу (блину) с существенно более равномерной плотностью.

Аналогичные результаты получаются при механической обработке порошка с его модифицированием керамическими нанопорошками.

Из приведенных результатов следует, что газов, попавших в объем частиц металла порошка при его механической обработке достаточно, чтобы при нагревании этих частиц в плазме они разбухли до пустотелых сфер. Хотя для чистого металла без модификации керамическими нанопорошками не удастся зафиксировать увеличение веса за счет диффузии газов в объем металла из-за большой погрешности измерений.

Однако увеличение веса за счет диффузии газов в объем металла механически активированных частиц порошка удается зафиксировать при механической активации порошков металлов с их модификацией керамическими нанопорошками.

ВЫВОД: Таким образом, полученные результаты можно объяснить аккумуляцией газов в объем металла частиц порошка при его механической активации, которые, расширяясь в объеме металла частиц порошка, при последующем нагревании в плазме, образуют при этом сферы, вместо плотных частиц. Металлические сферы при их плазменном напылении дают более плотные покрытия, которые поэтому обладают более высокой прочностью и коррозионной стойкостью.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ НАНОПЛЕНОК ПУТЕМ МЕХАНИЧЕСКОГО И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ АЛМАЗНЫМИ ЗОНДАМИ СЗМ

А.И.Сошников, К.В.Гоголинский, В.Н.Решетов, А.С.Усеинов, В.Ф.Кулибаба

*ФГУ Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов,
142190, Россия, г.Троицк, Московская область, ул. Центральная 7а.
e-mail: soshn@yandex.ru, WEB: www.nanoscan.info*

В работе представлены результаты исследования и модифицирования нанопленок, основанные на использовании монокристаллических высоколегированных токопроводящих алмазных игл на базе СЗМ-нанотвердомера «НаноСкан».

Применение зондовых методов обусловлено интересом к исследованию физико-механических и электрических свойств пленок толщиной в десятки нанометров и их взаимодействию с подложкой. При воздействии на пленку размер пятна контакта иглы с поверхностью должен быть меньше толщины самой пленки, что может быть обеспечено только методами СЗМ.

На сегодняшний день уже широко известны методы измерения и модифицирования физических свойств нанопленок и наноструктур с помощью СЗМ, однако традиционно используемые кремниевые зонды не обладают достаточной прочностью и износостойкостью, что существенно ограничивает возможности их использования. Благодаря применению в «НаноСкан» пьезокерамического кантилевера с изгибной жесткостью ($k \sim 10^5 \text{ N/m}$), превосходящей на 2-3 порядка жесткость кремниевых кантилеверов, удается совместить измерения рельефа поверхности и ее механических и электрических свойств в однопроходном режиме. На кантилевер монтируются иглы, полученные заточкой объемно-легированного бором синтетического монокристаллов алмаза, с концентрацией примеси $10^{16} - 10^{20} \text{ см}^{-3}$, выращенных методом температурного градиента в ФГУ ТИСЧУМ. Удельное сопротивление исходных кристаллов $\sim 100 \text{ ом} \cdot \text{см}$. Между образцом и иглой прикладывается напряжение, имеющее постоянную и высокочастотную составляющие. В процессе сканирования происходит одновременное измерение рельефа и карты распределения модуля упругости поверхности, тока через иглу, а так же емкостной и резистивной компонент радиочастотного импеданса. Пространственное разрешение по току и емкости оценено в диапазоне 10-30 нм в зависимости от рельефа, структуры образца и разности потенциалов между образцом и иглой.

Проведено модифицирование плотных монослоев нанотрубок в режимах индентирования и склерометрии (царапание), одинаково ориентированных в массиве по отношению к подложке. Опыты проводились с 2 типами пленок: с ориентацией 90° и 45° к подложке. На пленке первого типа при погружении иглы на глубину менее толщины пленки след царапины уже через минуту отсутствовал. Ситуация меняется, когда острие иглы при царапании оказывается близко к кремниевой подложке или достигает ее. В этом случае происходит отрыв пленки от подложки, что приводит к появлению «незарастающей» царапины в виде обширной области разрушения. Однако глубина ее существенно меньше глубины погружения иглы. На пленке второго типа «заживления» не происходит, но отрыв пленки отмечен при углублениях до подложки.

Проведено модифицирование методом локального анодного окисления металлических нанопленок железа и никеля на подложках SiO_2 . Метод заключается в подаче периодических импульсов высокого напряжения до 60 В между зондом и образцом в режиме сканирования. Благодаря наличию слоя адсорбата на поверхности пленки, реакция смещается в сторону окисления, а образующиеся в большинстве случаев оксиды имеют больший объем, либо газообразны. Например, толщина образованных пленок Fe_2O_3 составила 20 нм.

Характеристики острия иглы стабильны и не меняются при рабочих напряжениях до сотни вольт на слабопроводящих полупроводниках, и токах до единиц миллиампер на металлах. Кроме того, благодаря высокой теплопроводности алмаза в области контакта обеспечивается хороший теплоотвод.

**ФОРМИРОВАНИЕ ДВУХСЛОЙНОЙ ТРУБЧАТОЙ
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ YSZ/LSM СОВМЕСТНЫМ
ПРЕССОВАНИЕМ И СПЕКАНИЕМ ПОЛИМЕР-КЕРАМИЧЕСКИХ ПЛЕНОК
ИЗ НАНОПОРОШКОВ**

А.В.Спирин¹, В.В.Иванов¹, А.С.Липилин¹, С.Н.Паранин¹, В.Р.Хрустов¹,
С.Н.Шкерин², В.Д.Журавлев³

¹*Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург*

²*Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург*

³*Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург*

*e-mail: spirin@iep.uran.ru, ivanov@iep.uran.ru, lipilin@iep.uran.ru,
paranine@iep.uran.ru, khrustov@iep.uran.ru, shkerin@ihite.uran.ru, zhvd@ihim.uran.ru*

В настоящее время перспективными источниками электрической энергии рассматриваются электрохимические генераторы на твердо-оксидных топливных элементах (ТОТЭ). Использование нанопорошков позволяет получать при пониженных температурах синтеза тонкие газоплотные слои твердого электролита ТОТЭ с пониженным внутренним сопротивлением. Ранее авторами [1] были получены образцы газоплотного электролита на основе стабилизированного иттрием диоксида циркония (YSZ) и пористого катода на основе манганита лантана стронция (LSM) в виде тонкостенных труб. Актуальной задачей является формирование многослойных электрохимических систем анод/электролит/катод за одну технологическую операцию. В настоящей работе описано формирование системы электролит/катод для трубчатого ТОТЭ, приведены результаты исследований микроструктуры и характеристик электрохимических ячеек на основе полученных двухслойных композиций YSZ/LSM.

Были использованы нанопорошки электролита 8,5YSZ, полученные методом лазерного испарения [2], и нанопорошки катодного материала $\text{La}_{0.74}\text{Sr}_{0.26}\text{MnO}_3$, полученные пиролизом полимерно-солевой смеси. На основе этих порошков формировали полимер-керамические пленки толщиной 10-30 мкм. Магнитно-импульсным прессованием двухслойных заготовок и последующим совместным спеканием были получены образцы керамики в виде тонкостенных (0.2 – 0.8 мм) труб с относительной плотностью электролита 0,97 – 0,98 и открытой пористостью катода до 30 %.

Впервые из наноразмерных порошков был сформирован компактный твердый электролит с пористым катодным слоем электрохимической системы YSZ/LSM и испытаны фрагменты трубчатого ТОТЭ на ее основе. На исследовательских электрохимических ячейках с несущим электролитом (140 мкм) достигнута удельная мощность ~ 1.1 Вт/см², а с несущим катодом (YSZ – 15 мкм) ~ 1.3 Вт/см².

[1] A Spirin, V. Ivanov, A. Lipilin, S. Paranin, V. Khrustov, A. Nikonov, Al. Rempel, S. Ivin // J. Advances in Science and Technology, 2006.- V. 45.- P. 1879-1884.

[2] Yu.A.Kotov, V.V.Osipov, M.G.Ivanov, et al.// Rev. Adv. Mater. Sci., 2003.- V. 5.- P. 171.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ БАКТЕРИАЛЬНОГО ФЕРРИГИДРИТА В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМООБРАБОТКИ

С.В.Столяр^{1,2}, Ю.Л.Гуревич³, В.П.Ладыгина³, Р.С.Исхаков¹,
П.П.Пустошилов¹, О.А.Баюков¹

¹Институт физики им Л.В.Киренского СО РАН, 660036, Красноярск

²Красноярский государственный университет, 660041, Красноярск, Россия.

³Институт биофизики СО РАН, 660036, Красноярск, Россия

e-mail: rauf@iph.krasn.ru

Объектом исследования являются магнитные наночастицы ферригидрита $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$, синтезированные в процессе жизнедеятельности бактерий *Klebsiella Oхутоса*. Методом мейсбауэровской спектроскопии в наночастицах обнаружены четыре неэквивалентные позиции. Параметры ЯГР свидетельствуют о том, что все они имеют октаэдрическую координацию и заняты ионами Fe^{3+} . Эти позиции можно разделить на две группы: позиции Fe1 и Fe2 с относительно малой степенью искажения локальной симметрии, $QS(\text{Fe}1) \sim 0.55$ мм/с и $QS(\text{Fe}2) \sim 1$ мм/с, и позиции Fe3 и Fe4 с большой степенью искажения, $QS(\text{Fe}3) \sim 1.5$ мм/с и $QS(\text{Fe}4) \sim 1.8$ мм/с. Позиции внутри одной группы имеют равную заселенность вне зависимости от возраста культуры. В то же время, в зависимости от возраста культуры происходило перераспределение заселенностей позиций групп.

Далее были отобраны три образца (порошка), высушенной биомассы бактерий, культивированных 7, 15 и 30 дней. Термоотжиг осуществлялся в течение 7 часов при температурах 150 - 600 градусов с шагом - 50 градусов. В общем случае мессбауэровские спектры представляют собой сумму нескольких квадрупольных дублетов и зеемановских секстетов.

Исследование бактериального ферригидрита показало, что бактерии *Klebsiella Oхутоса* способны накапливать железо в составе ферригидрита с определенной последовательностью слоев лигандов АВАВАСАС. Железо располагается в октаэдрах. Катионы слоев Fe(1) и Fe(2) располагаются в координационных октаэдрах, которые связаны ребрами с соседними занятыми октаэдрами. Эти позиции можно считать ферригидритоподобными. Позиции Fe(3) и Fe(4) следует считать дефектными для структуры ферригидрита, поскольку они образуются при выходе железа в слои пустых октаэдров. Октаэдры этих позиций связаны гранями с октаэдрами занятых железом соседних слоев, приобретая сильное искажение. Аналогичные гранью связанные пары искаженных октаэдров характерны для структуры гематита, поэтому позиции Fe(3) и Fe(4) логично считать гематитоподобными. Состав продуктов отжига бактериального ферригидрита сильно зависит от размера его частиц (продолжительности культивирования). При температурах, $\sim 500-550^\circ\text{C}$, в материале синтезируются относительно большие >8 нм, частицы гематита и феррита с соотношением 1:1 и в количестве $\sim 50\%$ от общего содержания железа в материале.

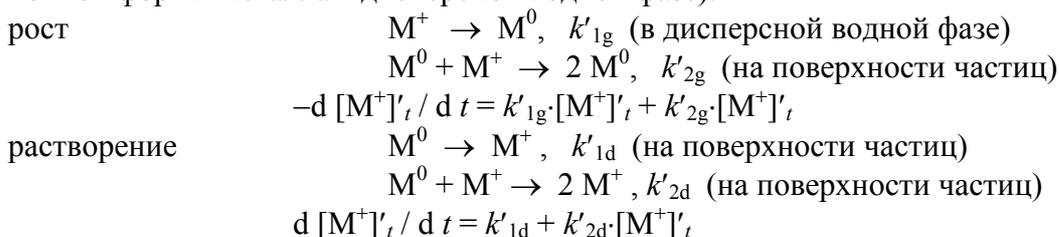
Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования Российской Федерации и Американского фонда гражданских исследований и развития, грант № У2-Е-02-20; Целевой программы "Развитие научного потенциала высшей школы" (2006-2008)- РНП.2.1.1.7376; "Фонда содействия отечественной науке" - "Кандидаты наук РАН" – 2006; гранта Президента РФ No МК-4679.2006.3.

НЕКОТОРЫЕ КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И ОКИСЛИТЕЛЬНОГО РАСТВОРЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ ЗОЛОТА И СЕРЕБРА В МИЦЕЛЛАХ ПАВ

В.В.Татарчук, А.И.Булавченко, И.А.Дружинина, А.Т.Арымбаева

Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск
e-mail: tat@che.nsk.su

Физико-химические свойства материалов на основе наночастиц металлов в существенной степени зависят от размера и формы частиц. При мицеллярном способе синтеза размер и форма частиц определяются строением внутренней полости обратных мицелл, ограниченной оболочкой из агрегированных молекул поверхностно-активного вещества (ПАВ). Благодаря возможности целенаправленного регулирования структуры мицелл за счет дозированной солюбилизации дисперсной водной фазы получаемые наночастицы имеют узкое распределение по размеру. Исследованы процессы роста и окислительного растворения наночастиц золота и серебра в обратномицеллярных растворах ПАВ, таких как 1,4-бис-(2-этилгексил)сульфосукцинат натрия и Triton N-42. Для получения наночастиц смешивали два мицеллярных раствора, которые в качестве дисперсных фаз содержали водные растворы $H[AuCl_4]$ или $AgNO_3$ и восстановителя (цитрат натрия, $K_3C_6H_5O_7$), солюбилизированные в полости мицелл. При растворении дисперсными фазами являлись наночастицы Au^0 или Ag^0 , окруженные монослойными оболочками молекул ПАВ, и водные растворы окислителя (H_2O_2 , HNO_3). В связи со слабой полярностью дисперсионной среды (во всех случаях растворителем служил н-декан) взаимодействие реагентов возможно только за счет межмицеллярного обмена, который, как известно, протекает относительно быстро. Поэтому скорость процессов лимитируется химическими реакциями внутри мицелл. На основании кинетических данных показано, что изученные процессы адекватно описываются автокаталитической схемой (при избытке восстановителя и окислителя, $[M^+]_t$ — текущая концентрация ионной формы металла в дисперсной водной фазе):



Наблюдаемые гетерогенные константы (k'_{2g} , k'_{1d} , k'_{2d}) являются функциями, пропорциональными изменяющимся в процессе роста и растворения площади поверхности и реакционной способности частиц. Учет этого в терминах текущего числа поверхностных атомов металла (k'_{2g} , k'_{1d} , $k'_{2d} \sim n_s$) и эффективного поверхностного заряда для частицы (k'_{2g} , k'_{1d} , $k'_{2d} \sim z \cdot n_g / n_s$, n_g — общее число атомов, z — число валентных электронов у атома металла) приводит в конечном итоге к наблюдаемым в опытах кинетическим уравнениям вида

$$d [M^0]_t / d t = a_0 + a_1 \cdot [M^0]_t + a_2 \cdot [M^0]_t^2,$$

где $[M^0]_t$ — текущая концентрация металлического золота или серебра в мицеллярном растворе, параметр $a_0 = 0$ в случае процесса растворения.

Работа выполнена в рамках проекта Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта № 05-03-32308).

ОКИСЛЕНИЕ СМЕСЕЙ НАНОПОРОШКОВ АЛЮМИНИЯ И МОЛИБДЕНА ПРИ НАГРЕВАНИИ В ВОЗДУХЕ

Л.О.Толбанова

ФГНУ «НИИ высоких напряжений»
e-mail: nanolab@hvd.tpu.ru, tolbanowa@tpu.ru

Актуальность исследований связана с проблемой устойчивости нанопорошков (НП) и их смесей при переработке, хранении и транспортировке, а также с использованием смесей в качестве тепловыделяющих элементов и реагентов для самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Цель работы – определение параметров активности смесей электровзрывных НП алюминия и молибдена при нагревании в воздухе в сравнении с НП алюминия и молибдена без добавок.

В работе использовались НП алюминия и молибдена, полученные с помощью электрического взрыва проводников (ЭВП) в среде аргона. Частицы такого НП характеризуются сферической формой. После получения НП пассивировали при комнатной температуре медленным окислением, добавляя в аргон небольшие порции воздуха [1].

Для исследования было приготовлено пять смесей с различным соотношением НП алюминия и молибдена. Параметры активности исследуемых смесей определяли на основе данных термогравиметрического анализа (ТГА) [2] (термоанализатор SDT Q600, скорость нагрева – 10град/мин, нагрев до 1200°C, атмосфера – воздух, масса навески – 10-15 мг).

Согласно данным ТГА с уменьшением содержания НП алюминия в смеси температура начала окисления и максимальная скорость окисления плавно меняются от максимальной (НП алюминия без добавок) до минимальной (НП молибдена без добавок). Такая закономерность может быть объяснена увеличением температуропроводности смеси и меньшим тепловым эффектом окисления НП молибдена в сравнении с НП алюминия.

Обнаружен тепловой эффект на термограмме НП молибдена без добавок, который составляет 83 Дж/г и не связан с изменением массы образца. Такой эффект является результатом высвобождения энергии, которая запасается в НП, получаемых с помощью ЭВП [3].

Работа проведена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 06-08-00707).

- [1] Ильин А. П. // Известия Томского политехнического университета, 2003.- Т.306, №1.- С.133-139.
- [2] А. Р. Il'in, A. A. Gromov, G. V. Yablunovskii. // Combustion, Explosion and Shock Waves, 2001.- V. 37, No.4.- P.418-422.
- [3] Ильин А. П. // Физика и химия обработки материалов, 1997, №4.- С. 93-97.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ АЛМАЗА В УГЛЕРОДНОЙ МАТРИЦЕ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА АДАМАНТАН

Б.П.Голочко¹, В.М.Титов², А.П.Чернышев^{1,3}, К.А.Тен²,
Э.Р.Прууэл², И.Л.Жогин¹, П.И.Зубков², Н.З.Ляхов¹,
Л.А.Лукьянчиков², М.А.Шеромов⁴

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, ул. академика
Кутателадзе 18, Новосибирск, 630128 РФ
e-mail: bptolochko@inp.nsc.ru*

²*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр. академика
Лаврентьева 15, Новосибирск, 630090 РФ*

³*Новосибирский государственный технический университет, пр. Карла Маркса 20,
Новосибирск, 630092 РФ*

⁴*Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, пр. академика Лаврентьева
11, Новосибирск, 630090 РФ*

Молекулярный кристалл адамантана состоит из молекул, каждая из которых имеет углеродный каркас, представляющий собой структурную единицу алмаза, покрытую атомами водорода. Естественная задача – получить алмазные структуры из кристаллов адамантана путем его полимеризации. Для этого кристаллический адамантан измельчался и добавлялся во взрывчатое вещество. Исследование продуктов взрыва показало, что после ударно-волнового воздействия частицы адамантана превратились в конгломерат из наночастиц алмаза (НА), окруженных прослойками из графита и аморфного углерода. Каждый конгломерат содержал до нескольких тысяч НА. Степень превращения адамантан→алмаз составляла около 30%. В настоящей работе предложено объяснение полученных нами экспериментальных результатов в рамках теории горячих точек и радикального механизма образования наночастиц алмаза.

При воздействие ударной волной внутри прекурсора образуются ГТ. Образуется мозаичная структура: в окрестности ГТ наблюдается наиболее полное термическое разложение вещества включения, а на периферии происходят термически активированные химические реакции, характер которых зависит от химического состава включения (в случае углеводородов и их производных – это реакции конденсационного типа). Поскольку между ГТ имеется характерное расстояние, то происходит чередование участков, подверженных этим двум типам реакций. Выделение энергии УВВ внутри частицы адамантана происходит в ГТ. При этом в окрестности ГТ (зоне реакции) образуются свободные радикалы: $H\bullet$, $C\bullet$, $\bullet C \equiv C\bullet$, адамантил-радикал и др. Они образуют зародыши алмазных частиц и обеспечивают их рост. Поверхность растущего алмаза покрыта углеводородными радикалами, остальная часть водорода находится в междоузельном пространстве. Кроме того, с ростом наночастицы растет площадь фронта реакции, что приводит к понижению температуры в зоне реакции. Новые радикалы не образуются, и рост УДА прекращается. Однако температура в реакционной зоне еще достаточна для пиролиза адамантана, а теплота продолжает распространяться от ГТ в более холодные области. Понижение давления в волне разгрузки также способствует началу пиролитических процессов. Ненасыщенные углеводороды склонны конденсироваться в виде графита и аморфного углерода, который окружает НА.

РЕЛАКСАЦИЯ СТРУКТУРЫ НАНОЧАСТИЦ АЛМАЗА В ПЕРВЫЕ МИНУТЫ ПОСЛЕ ДЕТОНАЦИОННОГО СИНТЕЗА

Б.П.Голочко¹, В.М.Титов², А.П.Чернышев^{1,3}, К.А.Тен²,
Э.Р.Прууэл², И.Л.Жогин¹, П.И.Зубков², Н.З.Ляхов¹,
Л.А.Лукьянчиков², М.А.Шеромов⁴

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, ул. академика
Кутателадзе 18, Новосибирск, 630128 РФ
e-mail: bptolochko@inp.nsc.ru*

²*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр. академика
Лаврентьева 15, Новосибирск, 630090 РФ*

³*Новосибирский государственный технический университет, пр. Карла Маркса 20,
Новосибирск, 630092 РФ*

⁴*Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, пр. академика Лаврентьева
11, Новосибирск, 630090 РФ*

Нами было обнаружены процессы структурной релаксации, протекающие в наночастицах сразу после детонационного синтеза. Методом дифракции с временным разрешением было показано, что в первые пять минут после взрыва уменьшается параметр решетки наноалмаза, уменьшается интенсивность дифракционного пика алмаза и появляется гало, свидетельствующее об образовании аморфной фазы.

При детонационном синтезе алмазов образуется водород (H_2). Водород легко диффундирует по кристаллической решетке наночастиц алмаза. Для элементов четвертой группы характерно то, что глобальный минимум энергии достигается при небольшом искажении кристаллической решетки, поэтому атомарный и молекулярный водород образует устойчивые комплексы с атомами и дефектами алмазной решетки. При повышении давления растворимость водорода в алмазе в соответствии с формулой возрастает:

В волне разгрузки давление и температура уменьшаются. С уменьшением температуры экспоненциально падает диффузионная подвижность водорода. Понижение давления приводит к уменьшению растворимости водорода в алмазе. Оценка времени, за которое водород выйдет при охлаждении (от 2000 К) из алмазной частицы с характерным размером $\delta \approx 100 \text{ \AA}$ показала, что время полного выхода водорода для данных условий (при $E_a = 1 \text{ эВ}$) составляет десятки секунд. Энергия взаимодействия водорода с кристаллической решеткой алмаза принимает значения от 0 до $\sim 4 \text{ эВ}$ при взаимодействии атомарного водорода с вакансией. Это значит, что после взрыва в наночастицах алмаза содержится еще много водорода.

Полученные результаты могут быть объяснены интенсивным выходом из алмазных наночастиц растворенных в них веществ в виде газов: H_2 и N_2 , а также частичной или полной потерей оболочки из углеводородных радикалов, что приводит к аморфизации поверхностного слоя наночастицы алмаза и уменьшению параметра решетки.

ДЕТОНАЦИОННЫЙ СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ СПЛАВА $BiPb$

Б.П.Толочко¹, В.М.Титов², А.П.Чернышев^{1,3}, К.А.Тен²,
Э.Р.Прууэл², И.Л.Жогин¹, П.И.Зубков², Н.З.Ляхов¹,
Л.А.Лустьянчиков², М.А.Шеромов⁴

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, ул. академика
Кутателадзе 18, Новосибирск, 630128 РФ
e-mail: bptolochko@inp.nsc.ru*

²*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр. академика
Лаврентьева 15, Новосибирск, 630090 РФ*

³*Новосибирский государственный технический университет, пр. Карла Маркса 20,
Новосибирск, 630092 РФ*

⁴*Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, пр. академика Лаврентьева
11, Новосибирск, 630090 РФ*

Ранее нами было показано, что при воздействии ударной волны (УВ) на стеараты металлов возможно образование наночастиц, представляющих собой кластеры, состоящие из ядра и оболочки. Характерный размер наночастиц, полученных из стеарата серебра, ($AgSt$), около 30 – 200 Å. Они покрыты слоем аморфного углерода толщиной до 20 Å. Аналогичные результаты получены при воздействии УВ на стеараты висмута и других металлов. Проведенные расчеты показали, что при давлении 34 ГПа, характерном для тэна, температуры стеаратов цинка и серебра составляют 1800 и 2300К соответственно. Рассчитанные температуры стеаратов существенно ниже температуры продуктов детонации тэна в плоскости Чепмена-Жуге, составляющей около 4200 К. Нами впервые в мире разработан метод получения наночастиц сплавов с помощью взрыва. С помощью взрыва впервые получены наночастицы сплава $BiPb$. Для получения наночастиц сплава твердый раствор стеаратов висмута и свинца добавляли в тэн и тщательно перемешивали. Приготовленный таким образом заряд помещали в ледяную оболочку и взрывали. Продукты взрыва анализировались физико-химическими методами.

В отличие от существующих методов получения наночастиц металлов рассматриваемый метод в наименьшей степени загрязняет окружающую среду: при ударно-волновом воздействии на карбоксилаты металлов образуются наночастицы металлов или их сплавов, различные формы конденсированного углерода, H_2O , CO , CO_2 и N_2 . Другим преимуществом «взрывного» синтеза наночастиц металлов является возможность получения наночастиц сплавов.

ГИДРОДИНАМИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ УПРАВЛЕНИЯ ДЕТОНАЦИОННЫМ СИНТЕЗОМ НАНОЧАСТИЦ АЛМАЗА

Б.П.Голочко¹, В.М.Титов², А.П.Чернышев^{1,3}, К.А.Тен²,
Э.Р.Прууэл², И.Л.Жогин¹, П.И.Зубков², Н.З.Ляхов¹,
Л.А.Лукьянчиков², М.А.Шеромов⁴

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, ул. академика
Кутателадзе 18, Новосибирск, 630128 РФ
e-mail: bptolochko@inp.nsc.ru*

²*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр. академика
Лаврентьева 15, Новосибирск, 630090 РФ*

³*Новосибирский государственный технический университет, пр. Карла Маркса 20,
Новосибирск, 630092 РФ*

⁴*Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, пр. академика Лаврентьева
11, Новосибирск, 630090 РФ*

Для изменения гидродинамических условий детонационного синтеза наночастиц алмаза заряд состава гексоген-ТНТ (50/50) помещали в оболочку цилиндрической формы толщиной 1.5, 3 или 6 мм. Образование наночастиц изучали в режиме реального времени методом малоуглового рентгеновского рассеяния (МУРР) с временным разрешением в 125 нс. Полученные зависимости интенсивности МУРР от времени показали, что с увеличением толщины оболочки количество образующихся алмазных наночастиц уменьшается. Очевидно, что это связано с увеличением времени разгрузки.

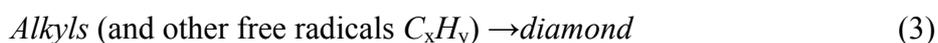
В рамках теории активированного комплекса возможность управления детонационным синтезом с помощью изменения гидродинамических условий взрыва объясняется следующим образом. Зависимость логарифма константы скорости химической реакции от давления имеет вид:

$$\ln r = \text{const} - \frac{\Delta v^\# \cdot p}{kT} \quad (1)$$

где k – постоянная Больцмана, а разность объемов $\Delta v^\#$ определяется выражением:

$$\Delta v^\# = v^\# - v_1, \quad (2)$$

здесь $v^\#$ – объем, приходящийся на одну молекулу или атом в активированном комплексе. Поскольку $\Delta v^\# > 0$, то с ростом давления скорость образования алмазов уменьшается. Фактически осуществляется химический синтез алмазов по схеме:



Однако с увеличением давления возрастает роль рекомбинации свободных радикалов. Скорость рекомбинации имеет второй порядок по концентрации радикалов, а скорость взаимодействия радикалов с поверхностью имеет первый порядок, из чего следует, что, начиная с некоторого давления, скорость рекомбинации радикалов становится выше скорости их присоединения к поверхности.

МИКРОМОРФОЛОГИЯ И СТРУКТУРА НАНОСТЕРЖНЕЙ НА ОСНОВЕ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО ОКСИДА МОЛИБДЕНА (VI)

И.Б.Троицкая¹, Т.А.Гаврилова², В.Г.Костровский³,
Л.Д.Покровский¹, В.В.Атучин¹

¹Лаборатория оптических материалов и структур,
Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия
E-mail: troitskaia@thermo.isp.nsc.ru

²Лаборатория электронной микроскопии и субмикронных структур,
Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, 630090, Россия
E-mail: gavr@thermo.isp.nsc.ru

³Лаборатория химии твердого тела, Институт химии
твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, 630128, Россия
e-mail: kostrovsky@solid.nsc.ru

Получение нанокристаллов на основе оксидов переходных металлов открывает путь к дальнейшей миниатюризации ряда электронных приборов, повышению эффективности катализа и созданию сложных наноконпозиций с новыми функциональными свойствами. Одним из наиболее интересных объектов данного класса являются наноструктуры на основе оксида молибдена(VI). Подавляющее большинство известных методов синтеза нанокристаллов MoO₃ приводит к получению стабильной при комнатных условиях α - или метастабильной β -фазы. В некоторых случаях установлено формирование смеси упомянутых фаз. В настоящей работе предложен низкотемпературный метод получения нанокристаллов гексагональной модификации h-MoO₃, физико-химические характеристики которой до настоящего времени были практически неизучены.

Образцы монокристаллов MoO₃ гексагональной модификации были получены осаждением оксида молибдена из раствора парамолибдата аммония азотной кислотой при температуре 80°C. Фазовый состав образцов установлен методами рентгенофазового анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Морфология нанокристаллов исследована методом растровой электронной микроскопии. Получены ИК- и КР-спектры фазы h-MoO₃. Синтезированные нанокристаллы имели вид шестигранных стержней с характерной длиной 10 мкм и сечением ~500 нм. При воздействии ультразвука частотой 20 кГц в течение 30 минут на реакционную систему во время образования зародышей кристаллов достигнуто снижение поперечного размера наностержней до 300 нм. Таким образом, предложен низкотемпературный способ синтеза нанокристаллов h-MoO₃. Установлена совокупность факторов, эффективно влияющих на морфологию наностержней. Показано, что обработка ультразвуком приводит к существенному снижению геометрических размеров нанокристаллов благодаря дроблению формирующихся зародышей, распределенных в объеме маточного раствора.

**СИНТЕЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАНГАНИТА $\text{La}_{0.50}\text{Ba}_{0.50}\text{MnO}_3$
МОДЕРНИЗИРОВАННЫМ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ МЕТОДОМ**

А.В.Труханов, С.Г.Стёпин

*Витебский Государственный Университет им. П.М. Машерова, 210036 г.Витебск,
Республика Беларусь*

e-mail : www.truhanov86@mail.ru

Манганиты проявляют уникальную взаимосвязь между химическим составом, кристаллической структурой и магнитотранспортными свойствами. Среди прочих манганитов Ва-замещенные привлекают интерес тем, что они имеют температуру Кюри близкую к комнатной. Для микрокристаллического $\text{La}_{0.50}\text{Ba}_{0.50}\text{MnO}_3$ T_C составляет 270 К, в районе которой наблюдается пик магнитосопротивления. В настоящей работе был применен относительно новый метод (полимерного прекурсора) для того, чтобы приготовить нанокристаллический порошок $\text{La}_{0.50}\text{Ba}_{0.50}\text{MnO}_3$. Однородность и фазовая чистота достигалась при низких температурах (до 500 °С), в отличии от 1550 °С, необходимых для того, чтобы синтезировать этот материал по обычной керамической технологии. Для синтеза методом полимерного прекурсора были взяты : La_2O_3 , BaCO_3 и Mn_2O_3 (все квалификации ОСЧ), из которых были получены нитраты соответствующих катионов. Методом ИК-спектроскопии на модельных соединениях доказано, что La^{3+} образует комплексы с этиленгликолем, построенные по типу краунэфиров, но только незамкнутых. В настоящей работе в качестве органической матрицы был использован трёхатомный предельный спирт – глицерин т.к. механизм «изоляции» катиона у глицерина схож с механизмом образования катион-органического комплекса с этиленгликолем. Глицерин проявляет большую кислотность нежели этиленгликоль из-за взаимного влияния трёх гидроксильных групп. Синтезирован однофазный нанокристаллический порошок $\text{La}_{0.50}\text{Ba}_{0.50}\text{MnO}_3$, с размером зерна около 30 нм, который характеризовался перовскитоподобной кубической структурой с параметром элементарной ячейки $a = 3.869 \text{ \AA}$ ($V = 57.95 \text{ \AA}^3$). Данный материал перспективен для практического использования.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ МЕДИ НА УГЛЕРОДНОМ ВОЛОКНЕ

Н.В.Трушкин, В.П.Бервено, Л.В Брюховецкая, С.Ю.Лырщиков

*Кемеровский филиал Института химии твердого тела и механохимии СО РАН
650099 Кемерово, Советский проспект, 18, Россия
Тел. (3842) 368717, факс – (3842) 363766,
e-mail: carbnanof@kemnet.ru*

В работе рассмотрено влияние изменения связи углеродной матрицы с медью при восстановлении Cu^{2+} в Cu^0 на спектры ЭПР неспаренных электронов (НЭ) углеродной матрицы и меди, а также на скорость газообмена кислорода с водородом в углеродном волокне (УВ). Установлено, что ионы меди под влиянием углеродной матрицы восстанавливаются водородом до Cu^0 при меньшей температуре (150 °С), чем в чистой соли. Восстановление $\text{Cu}^{2+} \rightarrow \text{Cu}^0$ на углеродной матрице вызывают изменения в спектрах ЭПР НЭ УВ (g-фактора, ширины линии, насыщенности резонансных переходов). Связь водорода с УВ+ Cu^0 при этом упрочняется, и скорость вытеснения водорода кислородом из пор снижается до скорости вытеснения кислорода водородом.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОКСИДОВ ЦЕРИЯ, МЕДИ, КОБАЛЬТА И НИКЕЛЯ

Л.Н.Трушникова, В.В.Соколов, В.В.Баковец, Ю.И.Веснин, Т.Д.Пивоварова

Институт неорганической химии им. А.В.Николаева СО РАН
e-mail: kamarz@che.nsk.su

Наноразмерные оксиды как в чистом виде, так и легированные катионами (Ca^{2+} , Mg^{2+} , Y^{3+} , Zr^{4+} и др.) могут иметь широкую область применения, в частности, в источниках тока, поскольку обладают высокой эффективностью и экологически безопасны. Известно большое число методов получения наноразмерных оксидов. Одной из проблем получения таких материалов из водных растворов является агломерация ультратонких частиц. Для предотвращения слипания используют органические жидкости, в частности, спирты. В работе был использован метод синтеза наноразмерных оксидов осаждением их из азотнокислых растворов в спиртовой среде (этиловой, изопропиловой) разбавленными растворами гидроксида натрия при 60-80⁰С с последующим промыванием осадков водой до нейтральной среды и высушиванием при 50⁰С. Образцы гидратированных оксидов подвергали отжигу в печи сопротивления при 250-700⁰С, затем после охлаждения анализировали методом РФА, определяли удельную поверхность методом БЭТ и плотность, по которым рассчитывали размеры частиц.

Полученные гидратированные оксиды $\text{CeO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ имеют удельную поверхность 240 м²/г, $\text{NiO} \cdot n \text{H}_2\text{O}$ – 280 м²/г. После удаления связанной воды при 250-280⁰С удельная поверхность оксидов церия и никеля составляет 160 м²/г.

Эта величина сохраняется после термообработки до 400⁰С. Изучено изменение удельной поверхности порошков CeO_2 и NiO при прокаливании до 700⁰С. Установлена зависимость уширения рефлексов рентгенограмм из данных РФА от величины удельной поверхности образцов. Размер частиц также практически не меняется до 400⁰С и составляет в среднем ~ 13 нм для CeO_2 и NiO , при 600 – 700⁰С – 30-40 нм.

При получении наноразмерного CuO было исследовано влияние температуры, осадителя, органического растворителя, концентрации исходного раствора и порядка сливания реагентов. Установлено, что для увеличения удельной поверхности образцов CuO необходимо проводить осаждение при 80⁰С с разбавлением исходного раствора в 3 раза.

Способ мгновенного сливания исходных растворов, при котором раствор гидроксида натрия комнатной температуры приливали к горячему раствору соли меди позволил получить наноразмерный CuO с удельной поверхностью до 100 м²/г.

Исследование пленок NiO , CoO и CeO сканирующей электронной микроскопией (GSM- 6700F) и силовой атомной микроскопией (SOLVER PRO NT – MDT) подтвердило величину дисперсности, полученную методами адсорбции и РФА. Результаты по изменению дисперсности CeO_2 в зависимости от температуры отжига коррелируют с литературными данными [1]

[1] Li J-G, Ikegami T., Lee J-H., Mori T. // Acta mater. 2001.- V. 49.- S. 419- 426.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ
НИТРИДОВ КРЕМНИЯ И ТИТАНА, СПЕЧЕННЫХ
ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ**

В.С.Урбанович¹, Р.А.Андриевский², С.С.Турбинский¹, К.И.Янушкевич¹

¹*Объединенный институт физики твердого тела и полупроводников
НАН Беларуси, Минск
e-mail: urban@ifftp.bas-net.by*

²*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка
e-mail: ara@icp.ac.ru*

В настоящее время нанокompозиты на основе нитридов кремния и титана привлекают к себе внимание возможностью реализации высоких физико-механических и физико-химических свойств. Имеются сведения о высокой твердости тонких нанокристаллических пленок на основе указанных композитов, сопоставимой с твердостью алмаза. В то же время, физико-механические свойства порошковых наноматериалов на основе этих соединений изучены слабо. Известные способы консолидации порошков на их основе - спекание и горячее прессование - не позволяют создать необходимую нанодисперсную структуру материала вследствие интенсивно протекающих процессов рекристаллизации, приводящих к ухудшению физико-механических свойств спеченных образцов. Спекание нанопорошков под высоким давлением является одним из высокоэнергетических методов обработки, позволяющих добиться высокой степени уплотнения при сохранении наноструктуры исходного порошка.

В настоящей работе изучено уплотнение нанодисперсных порошковых композитов Si_3N_4 - (20, 40, 60, 80 и 100 масс. %) TiN при высоких давлениях до 4 ГПа и температурах до 1800°C. В качестве исходных использовались порошки аморфного Si_3N_4 с размером частиц до 13 нм и нанокристаллического TiN с размером частиц 80 нм. Исследованы микроструктура, микротвердость, трещиностойкость спеченных образцов, параметры решетки.

Для анализа структуры композитов использовали рентгеноструктурный анализ, просвечивающую и сканирующую электронную микроскопию. Обсуждены особенности рекристаллизации композитов.

Показано, что использование высоких давлений позволяет достичь высокой плотности при сохранении нанокристаллической структуры материала и значительно повысить его твердость. Полученные результаты обсуждаются в сравнении с имеющимися литературными данными о свойствах композитов в системе Si_3N_4 - TiN , полученных другими методами.

СИНТЕЗ LOW-k ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И ОПТИЧЕСКИХ ЗАЩИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПЛЕНОК КАРБОНИТРИДА КРЕМНИЯ

Н.И.Файнер¹, Ю.М.Румянцев¹, М.Л.Косинова¹, Е.А.Максимовский¹,
Б.М.Аюпов¹, Ф.А.Кузнецов¹, В.Г.Кеслер², В.В.Кириенко²

¹ *Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН*
e-mail: nadezhda@che.nsk.su

² *Институт физики полупроводников СО РАН*
e-mail: kesler@isp.nsc.ru

Синтез наноконкомпозитных пленок карбонитрида кремния SiC_xN_y с широким интервалом изменения x и y проводился плазмохимическим разложением паров гексаметилдисилазана (ГМДС) с использованием трех исходных газовых смесей (ГМДС+He), (ГМДС+N₂) и (ГМДС+NH₃+He). Область изменения температуры синтеза составляла 373-1073 К, а мощности ВЧ-генератора 15-40 Вт. Определение элементного, химического и фазового состава синтезированных слоев осуществлялось методами энергодисперсионной спектроскопии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, ИК-спектроскопии и рентгенофазового анализа с использованием синхротронного излучения. Оптические свойства пленок изучались с помощью эллипсометрии и спектрофотометрии, а исследование электрофизических характеристик проводилось с помощью вольт-фарадных и вольт-амперных измерений. Для изучения механических свойств (микротвердости и модуля упругости) использовался наноиндентор с пирамидкой Берковича.

Синтезированные пленки имели толщину 200÷2000 нм в зависимости от условий эксперимента. Увеличение мощности ВЧ-плазмы и температуры синтеза приводит к увеличению значений показателя преломления от 1.6 до 3.2. Максимальное пропускание света составляло более 90 % для $\lambda = 600-2200$ нм в пленках с большой концентрацией азота (~50%). Из полученных спектральных кривых оценена ширина запрещенной зоны E_g пленок SiC_xN_y в зависимости от условий синтеза. Наибольшее ее значение, равное 5.35 eV, получено в системе с азотом. Это значение близко к значению ширины запрещенной зоны нитрида кремния.

В соответствии с изменением химического состава пленок меняются их электрофизические характеристики. Так, увеличение мощности ВЧ плазмы приводит к увеличению диэлектрической проницаемости k от 3.0 до 7.0, удельного сопротивления ρ от 6.9×10^{12} Ом·см до 6.6×10^{15} Ом·см, электрического поля пробоя диэлектрика $E_{\text{пробоя}}$ от 6.6×10^5 В/см до 9.6×10^5 В/см, концентрация поверхностных состояний равна $N_{\text{ss}} \sim 2.4 \cdot 10^{11}$ см⁻²·эВ⁻¹, а величина встроенного заряда - $Q = -1.6 \cdot 10^4$ см⁻². Величина оптической ширины запрещенной зоны изменяется в диапазоне 3.5 – 5.35 эВ.

Проведенные исследования показали высокую твердость наноконкомпозитных пленок SiC_xN_y и выявили хорошую корреляцию между химическим составом и значениями микротвердости и модуля Юнга. Повышение концентрации углерода в пленках сопровождалось увеличением значений величины микротвердости от 18.5 до 27.5 ГПа и значений модуля Юнга от 135.5 до 185.5 ГПа. Увеличение концентрации азота, наоборот, сопровождалось уменьшением значений микротвердости от 27.5 до 20.2 ГПа. Наноконкомпозитные пленки SiC_xN_y могут служить в качестве новых перспективных low-k диэлектрических, защитных и износостойких просветляющих покрытий.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант N 06-03-32713, Междисциплинарного интеграционного проекта СО РАН № 67, гранта президента РФ №НШ-4419.2006.3.

УПРАВЛЕНИЕ ПОРОГОМ ПЕРКОЛЯЦИИ В ГРАНУЛИРОВАННЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ $\text{FeCoZr-Al}_2\text{O}_3$ ПОСРЕДСТВОМ ВНЕДРЕНИЯ КИСЛОРОДА И ВОДОРОДА

Ю.А.Федотова¹, Ю.Е.Калинин², А.К.Федотов³, А.В.Залесский¹, Ю.Нечай¹

¹ *НЦ ФЧВЭ БГУ, Минск, Беларусь,
e-mail: Julia@hep.by*

² *Воронежский государственный университет, Воронеж, Россия*

³ *Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*

Гранулированные наноконкомпозиты металл-диэлектрик, проявляющие свойства туннельного и (или) гигантского магнитосопротивления, могут найти практическое применение в создании новых типов магнитных сенсоров. Расширение сферы использования подобных наноконкомпозитов на область высокочастотных магнитных полей требует наличия особого комплекса свойств: малой коэрцитивности, высокого электрического и магнитосопротивления, а также высоких значений намагниченности насыщения. Подобное сочетание свойств может быть получено в гранулированных пленках, представляющих собой наночастицы магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{0.45}\text{Co}_{0.45}\text{Zr}_{0.10}$ в матрице диэлектрического аморфного Al_2O_3 . Экспериментально установлено, что максимальные значения магнитосопротивления подобных материалов наблюдаются вблизи такого соотношения фракций металл-диэлектрик, при котором происходит формирование токопроводящей (перколяционной) сети наночастиц и изменение механизма проводимости с активационного на металлический. Данное соотношение концентраций именуется порогом перколяции (C_p). Однако положение C_p может значительно трансформироваться при синтезе наноконкомпозитов в реальных условиях в результате случайного внедрения примесей. Вместе с тем, контролируемое внедрение примесей можно использовать в качестве средства варьирования положения C_p , а, следовательно, необходимого изменения магнитотранспортных и иных свойств композита.

В настоящей работе методами ЯГР-спектроскопии, АСМ и магнитометрии в сочетании с методами анализа магнитосопротивления обнаружена взаимосвязь изменения положения C_p , структуры, магнитных и магнитотранспортных свойств наноконкомпозитов $(\text{FeCoZr})_x-(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$ (25 ат.% $\leq X\leq 65$ ат. %) в результате внедрения кислорода и водорода. Установлено, что добавление кислорода в атмосферу напыления пленок вызывает смещение C_p в сторону более высоких концентраций FeCoZr (до 55 ат.%) вследствие формирования вокруг наночастиц оболочек из сложных оксидов железа. Указанные оболочки препятствуют взаимодействию суперпарамагнитных частиц FeCoZr даже за порогом перколяции. Введение водорода посредством плазменной гидрогенизации приводит к разрушению сплошности токопроводящего кластера из наночастиц FeCoZr в области C_p , причиной которого может быть формирование водородных нанопор.

Таким образом, проведенные исследования показали, что вариация состава наноконкомпозитов путем изменения атмосферы их синтеза (добавление кислорода) либо последующей обработки (гидрогенизации) позволяет управлять структурным состоянием наноконкомпозита и, как следствие, соответствующими магнитными и магнитотранспортными свойствами.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК SnO₂ МЕТОДОМ ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ

Т.Н.Фетисова, В.Р. Миролубов, С.Ф.Катышев

Уральский государственный политехнический институт - УПИ
e-mail: tfetis@mail.ru

Тонкие пленки диоксида олова находят широкое практическое применение для изготовления прозрачных электропроводящих покрытий, а также в качестве чувствительных слоев в датчиках газов для экологического мониторинга, контроля концентрации токсичных и взрывоопасных газов в воздухе.

Основным способом получения таких пленок является распыление на нагретую до 400-500⁰С подложку раствора, содержащего соль олова и различные легирующие добавки.

В настоящей работе химическое осаждение пленок оксида олова проводилось путем углубленного гидролиза раствора хлорида олова (II). Поскольку соли олова отличаются высокой склонностью к гидролизу, необходимо разработать способ регулирования скорости и полноты осаждения. Для этого в растворы, содержащие соль олова, вводились добавки фторида аммония, хлорида сурьмы (III) и органических соединений, обладающих способностью акцептировать протоны (основания по Бренстеду). В качестве оснований использовались карбамид, формамид, N-N'-диметилформамид и гексаметиленetetрамин. Добавки фторида аммония и сурьмы улучшают кристаллическую структуру и электропроводность пленок, добавки органических оснований способствуют увеличению скорости гидролиза олова, т.к. постепенно повышают величину рН раствора. Основными параметрами процесса осаждения является рН рабочего раствора и температура. Наиболее оптимальная температура осаждения 60-80⁰С, время осаждения 2-3 часа. Подложки из поликора, боросиликатного, кварцевого стекла и оксида бериллия погружаются в рабочий раствор. Процесс образования твердой фазы протекает параллельно на поверхности подложки и в объеме раствора. В результате осаждения на подложке образуется прозрачная пленка гидратированного оксида олова (II), не обладающая электропроводными свойствами. Свежеосажденные пленки рентгеноаморфны, размер глобул составляет 3-7 нм. Последующая термообработка позволяет получить требуемую оксидную пленку SnO₂ тетрагональной модификации.

В зависимости от температуры термообработки образующиеся пленки обладают разными электропроводными свойствами. Наиболее оптимальная температура отжига 300-400⁰С, при этом образуются пленки с достаточно низким сопротивлением $5 \cdot 10^{-4} - 5 \cdot 10^{-3} \text{ ом} \cdot \text{см}^2$, обладающие газочувствительностью. При температуре выше 400⁰С образуются высокоомные пленки. Уменьшение электропроводности пленок с повышением температуры мы объясняем уменьшением доли оксида олова (II), термическая устойчивость которого колеблется в интервале температур 500-600⁰С. Добавка сурьмы (3-5%) лишь незначительно увеличивает электропроводность пленок.

Метод химического осаждения позволяет получать электропроводящие, газочувствительные пленки оксида олова при достаточно низких температурах.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСЛОЕВЫХ СТРУКТУР ВЫПРЯМЛЯЮЩИХ КОНТАКТОВ A^3B^5 - A^3B^6 -М

Л.В.Фомина¹, С.А. Безносюк², С.Е. Лебедеенко², М.В.Нецветаев²

¹*Ангарская государственная техническая академия*

²*Алтайский государственный университет*

e-mail: flvbaan@mail.ru, bsa1953@mail.ru

Исследованы механизмы пассивации поверхности арсенида и фосфида галлия n-типа из водных растворов халькогенсодержащих соединений при создании электрохимическим способом выпрямляющих контактов с наноскопической границей раздела. Анализ основан на результатах термодинамического расчёта возможных превращений между поверхностными соединениями полупроводника и водными растворами халькогенсодержащих реагентов и результатах квантово-химических расчётов перестройки наноскопической границы выпрямляющих контактов Ni/GaAs, Ni/Ir/GaAs, Rh/Ir/GaAs, Ni/GaP. В качестве пассивирующих сред изучены растворы сульфида, сульфита, селенита, тиосульфата натрия и селеновой кислоты. Выпрямляющие контакты показали высокую стабильность электрофизических параметров к нагреванию и выдержке в атмосфере воздуха.

Основным физико-химическим механизмом получения в растворах идеальных интерфейсов полупроводник-металл является гетеровалентное замещение $B^5 \rightarrow B^6$, которое реализуется в ходе замены оксидного слоя на слой халькогенидов. Это связано с реализацией ряда факторов. Первый фактор – термодинамический. Проведённый термодинамический расчёт изменения энергии Гиббса в возможных реакциях свидетельствует о том, что равновесие реакций халькогенирования поверхности полупроводника в водных растворах смещено в сторону образования связей Ga-S(Se), As-S(Se). Подобные превращения в среде паров серы и селена термодинамически запрещены. И для проведения халькогенирования поверхности полупроводников в парах необходимо сначала в жёстких условиях удалить с поверхности оксиды компонентов полупроводника. В нашем подходе, применяя для халькогенирования водные растворы халькогенсодержащих соединений, при комнатной температуре получается желаемый технологический результат. Второй фактор – кристаллохимический. Согласно нашим квантово-химическим расчётам когерентное соответствие наноструктур полупроводника, металла и пограничных соединений наблюдается в случае присутствия на границе раздела слоистых халькогенидов галлия. Толщина образованного слоя халькогенидов составляет порядка 0.7 – 1.5 нм. Сульфид мышьяка As_2S_2 построен из гофрированных сеток, связь между которыми осуществляется за счёт ван-дер-ваальсова взаимодействия. Халькогениды GaS, GaSe проявляют гексагональную слоистую структуру. При этом на переходе арсенид галлия–халькогенид галлия структуры сочетаются как 1:1, а на переходе халькогенид галлия–металл – как 2:3. Достигается высокая симметрия границы раздела в выпрямляющем контакте. Третий фактор – это реализация на границе между металлом и полупроводником в наноразмерном промежуточном слое халькогенидов контактных супрамолекулярных связей Ga – S(Se) – Me. Проводящие мостиковые структуры облегчают переход электронов через потенциальный барьер контакта за счёт высоких коэффициентов трансмиссии, что ведёт к улучшению свойств барьера Шоттки.

ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОПОРОШКОВ СИСТЕМЫ Fe-Co В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ИХ ФОРМИРОВАНИЯ

Б.М.Фрейдин, И.Г.Колесникова, Ю.В.Кузьмич, В.И.Серба,
В.Г.Коротков, С.И.Ворончук

*Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья
им. И.В. Тананаева КНЦ РАН, Апатиты
e-mail: freysin@chemy.kolasc.net.ru*

Нанокристаллические материалы, с типичным размером зерна <100 нм, являются новым классом материалов со свойствами, значительно отличающимися и часто превосходящими свойства обычных грубозернистых материалов. Эти материалы могут быть синтезированы посредством множества различных методов, а размером зерна, морфологией и составом можно управлять, управляя параметрами процесса. Развитие технологий изготовления нанопорошков и расширение области их применения вызывает необходимость их подробного исследования.

Целью исследования являлось изучение влияния условий формирования нанопорошков системы Fe-Co на их фазовый состав, дисперсность и магнитные характеристики.

Для получения наноразмерных порошков сплава Fe-Co водный раствор хлоридов $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ и $\text{CoCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ($\text{Fe}/\text{Co} = 1/1$) осаждали аммиаком, затем продукт осаждения восстанавливали водородом при различных температурах. Анализ дисперсности порошков осуществляли с использованием рентгеноструктурного метода (размер области когерентного рассеяния), по удельной поверхности (метод БЭТ) и электронномикроскопического. Было показано, что в зависимости от температуры водородного восстановления, размеры частиц нанопорошка Fe-Co находятся в интервале 20-120 нм. Измерения коэрцитивной силы показали, что по этой характеристике полученные порошки превосходят компактное железо по крайней мере на два порядка, при этом имеет место существенная зависимость коэрцитивной силы от дисперсности порошка.

СИНТЕЗ НАНОРАЗМЕРНОГО γ -LiAlO₂

О.А.Харламова, Р.П.Митрофанова, В.П.Исупов

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск
e-mail: Kharlamova@solid.nsc.ru

Высокодисперсный γ -LiAlO₂ ($S > 25$ м²/г, $d < 0.1$ мкм) представляет интерес в связи с возможностью его применения в качестве гетерофазной добавки к литий-полимерным электролитам, позволяющей существенно повысить как механические свойства, так и проводимость полимерных электролитов. Кроме того, такой γ -LiAlO₂ может быть использован в качестве загустителя для электролита в топливных элементах с расплавленным карбонатным электролитом. Традиционные способы синтеза γ -LiAlO₂ (керамический и золь-гель метод) имеют ряд недостатков и не позволяют получить продукт с удельной поверхностью более 10 м²/г.

В данной работе предлагаются новые методы синтеза наноразмерного γ -LiAlO₂. Один из них основан на взаимодействии гидроалюмокарбоната натрия NaAl(OH)₂CO₃·H₂O (ГАКН) с Li₂CO₃ в соотношении 2/1 при нагревании. Показано, что процесс синтеза γ -LiAlO₂ проходит через несколько стадий. На начальном этапе происходит термическое разложение ГАКН, при котором образуется высокодисперсный Al₂O₃ и Na₂CO₃ формирующий с Li₂CO₃ эвтектическую смесь. Плавление эвтектики при температуре около 500°C облегчает диффузию катионов лития и способствует снижению температуры синтеза γ -LiAlO₂. При повышении температуры до 600°C Li₂CO₃ взаимодействует с алюминийсодержащей фазой с образованием γ -LiAlO₂. Кристаллизация Na₂CO₃ из эвтектики на поверхности образующихся частиц алюмината лития предотвращает спекание частиц, приводящее к снижению удельной поверхности. Образование γ -LiAlO₂ без примеси α -модификации происходит при температуре 700°C. Величина удельной поверхности синтезированного γ -LiAlO₂ после отмывки от Na₂CO₃ составляет около 50 м²/г, что соответствует размеру частиц порядка 50 нм. Разработанный метод синтеза γ -LiAlO₂ защищен патентом РФ №2251526.

Другой способ синтеза высокодисперсного γ -LiAlO₂, предлагаемый в данной работе, основан на использовании совместной механохимической активации Al(OH)₃ и Li₂CO₃ в планетарно-центрибежном активаторе. Показано, что механическая обработка стехиометрической смеси {2Al(OH)₃+Li₂CO₃} в течение 10 минут приводит к полной аморфизации Al(OH)₃. Кроме того, согласно данным РФА, в процессе механической активации происходит частичное образование фазы слоистого двойного гидроксида алюминия-лития [LiAl₂(OH)₆]₂CO₃·3H₂O, что также может способствовать снижению температуры синтеза γ -LiAlO₂. Образование чистой фазы γ -LiAlO₂ происходит при прокаливании продукта активации при температуре 800°C. Удельная поверхность полученных образцов достигает 35 м²/г, что соответствует размеру частиц около 70 нм, Размер ОКР для γ -LiAlO₂, рассчитанный из данных РФА, составляет около 8 нм, то есть на порядок меньше, из чего можно предположить, что частицы LiAlO₂ собраны в агрегаты нанометровых размеров, доступные для сорбции газа.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, СКОМПАКТИРОВАННЫХ ИЗ НАНОПОРОШКОВ ПОД УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

О.Л.Хасанов, Э.С.Двилис, В.М.Соколов

Томский политехнический университет

e-mail: khasanov@tpu.ru

Для изготовления объёмных нанокерамических материалов разработаны и запатентованы способы компактирования сухих нанопорошков: под мощным ультразвуковым воздействием (УЗВ) и коллекторный способ, обеспечивающие равномерную упаковку частиц в прессовках сложной формы

УЗ-воздействие осуществляется в пресс-форме, представляющей собой акустический резонатор, в котором генерируется стоячая волна с частотой, соответствующей частоте УЗ-генератора (от 20 до 25 кГц). Степень УЗ-воздействия определяется интенсивностью (амплитудой) УЗ-колебаний стенок пресс-формы, задаваемой мощностью генератора.

Проанализировано влияние УЗ-воздействия на нанопорошки различных составов в процессе их компактирования на характеристики консолидированных керамических материалов: распределение по размерам зёрен и пор; плотность; фазовый состав; параметры кристаллической структуры; микротвёрдость, трещиностойкость.

Исследовались спечённые материалы из нанопорошков $ZrO_2-5\%Y_2O_3$; $(Ba_{0,6}Sr_{0,3}Ca_{0,1})TiO_3$; $BaTiO_4+BaWO_4$; $Pb(Zr_{0,54}Ti_{0,46})O_3$.

Определены общие закономерности и характерные особенности формирования микро(нано-) структуры в исследованных материалах после компактирования нанопорошков под УЗ-воздействием. Показано коррелирующее поведение свойств и параметров кристаллической структуры зёрен спечённой керамики в зависимости от интенсивности УЗВ на стадии прессования образцов.

Показано, что УЗ-компактирование обеспечивает достижение наибольшей плотности прессовок из нанопорошков, когда колебательное смещение частиц или агломератов под действием ультразвуковой волны не превышает их размеры.

Свойства керамики определяются уже на стадии компактирования прессовок. Плотность и механические свойства керамических образцов зависят от плотности компактов, спрессованных под УЗ-воздействием.

При УЗ-компактировании нанопорошков существует оптимальная амплитуда УЗ-колебаний, когда достигаются наибольшая плотность, механические свойства, заданный фазовый состав материала.

При спекании керамики после УЗ-компактирования нанопорошка возможно ингибировать рост зёрен за счёт эффектов механоактивации частиц на стадии прессования.

Работа поддержана грантом РФФИ № 06-08-00512.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕДИ МЕТОДОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ

И.В.Хомская¹, В.И.Зельдович¹, Е.В. Шорохов²,
Н.Ю.Фролова¹, А.Э.Хейфец¹, И.Н. Жгилев²

¹Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, khomskaya@imp.uran.ru

²Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИТФ, г. Снежинск

e-mail: shor@gdd.ch70.chel.su

Интенсивная пластическая деформация является одним из методов получения нанокристаллических структур [1]. Для проведения такой деформации в массивных металлических материалах используют метод равно-канального углового прессования [2]. В РФЯЦ-ВНИИТФ был предложен метод канально-углового прессования в его динамическом варианте [3]. Для динамической деформации образцов вместо дорогого прессового оборудования, применяемого при равно-канальном угловом прессовании, использовалась энергия пороховых газов. Образцы с помощью пушки разгонялись до скоростей 150-500 м/с. Затем направлялись в матрицу. Матрица содержала два-три канала пересекающиеся под углом 90° . Поперечное сечение каналов последовательно уменьшалось. Материал деформировался со скоростью 10^5 с^{-1} при давлении 3-7 ГПа.

В работе были изучены структурные изменения в образцах меди марки М1, подвергнутых динамическому прессованию за один-два прохода. В исходном состоянии медь имела полиэдрическую структуру со средним размером зерен ~100 мкм. В процессе прессования микроструктура меди изменялась под действием высокоскоростной деформации и одновременного повышения температуры. Наблюдали образование ячеистых дислокационных структур, систем микродвойников, образование субзеренной структуры, возникшей в результате динамической полигонизации. В участках, располагающихся на переходе из одного канала в другой, и в отдельных областях в начале образцов, из-за локализации деформации и повышения температуры возникали новые рекристаллизованные зерна размером 0,1-0,5 мкм. В некоторых зонах образцов наблюдали области локализованного течения и участки с элементами турбулентного (вихревого) течения. В основной части образцов, прошедших два прохода обнаружили структуру, состоящую из тонких волокон, содержащих субмикродисперсные (30-100 нм) зерна. Таким образом, динамическое канально-угловое прессование может быть использовано в качестве метода интенсивной пластической деформации, сопровождающейся значительным измельчением структуры, вплоть до получения нанокристаллического состояния. Одним из преимуществ метода является кратковременность его проведения.

Работа выполнена по программе Президиума РАН «Исследование вещества в экстремальных условиях» и при финансовой поддержке гранта НШ-5965.2006.3.

[1] Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. Москва – Логос, 2000. 272 с.

[2] Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994.

[3] Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Способ динамической обработки материалов: Патент № 2283717. РФ // Бюллетень изобретений. 2006. №26.

НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПОРОШКИ $Al_2O_3/Co_{100-x}P_x$ И $Al_2O_3/(Fe_YNi_{1-Y})_{98}P_2$: СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

Л.А.Чеканова¹, Р.С.Исхаков¹, Е.А.Денисова¹, Н.С.Безруких²,
Е.П.Матюшевская², О.А.Баюков¹, В.К.Мальцев¹

¹Институт физики им Л.В. Киренского СО РАН, г.Красноярск, rauf@iph.krasn.ru

²Красноярский государственный университет

В последнее время металлические наночастицы осаждают на поверхность микрогранул (гранулы сферической формы размером 0,2-20мкм). Такие комбинированные микро-нанообъекты существенно меняют физические и химические свойства нанокompозита. Целью данной работы явилось исследование структурных и магнитных характеристик наноструктурированных металлических оболочек Co-P и Fe-Ni-P синтезированных на наноразмерном порошке Al_2O_3 .

Микрогранулы представляли собой частицы наноразмерного порошка Al_2O_3 , синтезированные взрывным методом. Наноструктурированные покрытия $Co_{1-x}P_x$ ($4 < X < 18at\%$) и $(Fe_YNi_{1-Y})_{98}P_2$ ($0 < Y < 100$) были получены методом химического осаждения. Покрытия Fe-Ni-P защищались от окисления слоем аморфного Ni-P. Структура и фазовый состав покрытий Co-P и Fe-Ni-P исследовались методами рентгеновской дифракции на излучении $Cu K\alpha$. Покрытия Fe-Ni-P дополнительно исследовались методом мессбауровской спектроскопии, покрытия Co-P – методом ядерного магнитного резонанса. Измерения низкотемпературных и полевых зависимостей намагниченности выполнялись на вибрационном магнетометре во внешних полях до 12 кЭ и диапазоне температур 90К-300К. Резонансные характеристики измерялись на стандартном спектрометре ЭПА-2М (частота 9,2 GHz). Исследованы интегральные (ширина линии ФМР, коэрцитивная сила) и основные (намагниченность насыщения, обменное взаимодействие, величина поля локальной анизотропии) магнитные свойства композитных порошков $Al_2O_3/Co_{100-x}P_x$ и $Al_2O_3/(Fe_YNi_{1-Y})_{98}P_2$.

Установлено, что по структурным и магнитным характеристикам металлические оболочки сплава $(Fe_YNi_{1-Y})_{98}P_2$ на наноразмерном порошке Al_2O_3 близки к пленкам аналогичного состава. Здесь также наблюдались особенности магнитных характеристик, свойственные инварному состоянию сплава FeNi, хотя инварная область в этом случае несколько сдвигается в сторону больших концентраций Ni. Величины магнитных характеристик для металлических оболочек Co-P на частицах Al_2O_3 занимают промежуточное положение между аналогичными концентрационными зависимостями для пленок Co-P и порошков.

Из анализа концентрационных зависимостей магнитных характеристик композитных порошков $Al_2O_3/Co_{100-x}P_x$ и $Al_2O_3/(Fe_YNi_{1-Y})_{98}P_2$ следует, что химическим осаждением на поверхности микрочастиц Al_2O_3 могут быть получены металлические сферические оболочки как с аморфной, так и нанокристаллической структурой.

АНАЛИЗ ТЕПЛОВЫХ УСЛОВИЙ ВЫРАЩИВАНИЯ НА ВРЕМЯ ЖИЗНИ Н.Н.З. В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ

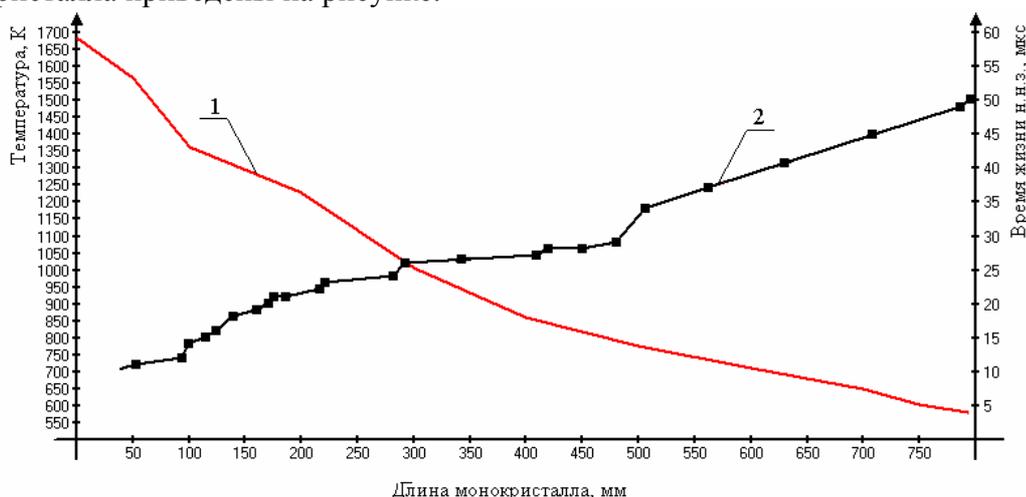
И.Ф.Червоный, С.Г.Егоров, Р.Н.Воляр

Запорожская государственная инженерная академия, Запорожье, Украина
e-mail: rot@zgia.zp.ua, voron@zgia.zp.ua

При выращивании монокристаллов кремния из расплава методом Чохральского в выращиваемом монокристалле создается тепловое поле, которое зависит от количества расплава в тигле, конструкции теплового узла и ростовой камеры установки выращивания.

Для исследования тепловых условий на время жизни неравновесных носителей заряда выращивались бездислокационные монокристаллы кремния в установках типа «Редмет-30», с кристаллографической ориентацией $\langle 100 \rangle$, р-типа электропроводности легированные бором с удельным электрическим сопротивлением $0,5 \dots 1,7 \text{ Ом}\cdot\text{см}$, диаметром 150 мм и длиной до 800 мм.

В проводимых исследованиях измерение температуры монокристаллов в процессе выращивания производили при помощи вращаемых в кристалл термопар. Результаты измерения температуры и времени жизни неравновесных носителей заряда по длине монокристалла приведены на рисунке.



1 - температура, 2 - величина времени жизни н.н.з.

Рисунок – Распределение температуры и времени жизни н.н.з. по длине монокристалла кремния

Как видно из рисунка величина время жизни неравновесных носителей заряда изменяется по длине монокристалла. На первом участке монокристалла (длиной 470 мм) время жизни неравновесных зарядов имеет небольшое значение и увеличивается на этом участке практически линейно от 9 мкс до 27 мкс, а температура на этом участке также изменяется не линейно от 1684 К до 800 К.

На втором участке (длиной 470...800 мм) величина время жизни неравновесных носителей заряда начинает возрастать, при этом на конечном его отрезке длиной 250 мм отмечается наибольший темп увеличения времени жизни неравновесных носителей заряда. Температура же на протяжении второго участка убывает линейно в диапазоне от 800 К до 570 К.

Анализ результатов экспериментов показывает явную зависимость величины времени жизни от тепловой истории монокристалла.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ИСТОРИИ МОНОКРИСТАЛЛА КРЕМНИЯ НА ВРЕМЯ ЖИЗНИ Н.Н.З.

И.Ф.Червоный, С.Г.Егоров, Р.Н.Воляр

Запорожская государственная инженерная академия, Запорожье, Украина
e-mail: rot@zgia.zp.ua, voron@zgia.zp.ua

В работе выполнены исследования влияния радиального градиента температур на время жизни н.н.з в монокристаллах кремния.

Для изучения тепловых условий в радиальном направлении на величину время жизни неравновесных носителей заряда выращивались бездислокационные монокристаллы кремния с кристаллографической ориентацией $\langle 100 \rangle$, р-типа электропроводности легированные бором с удельным электрическим сопротивлением $0,5 \dots 1,7 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ (концентрация бора от $7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ до $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$), диаметром 150 мм и длиной до 800 мм. Выращивание производилось в промышленных условиях по методу Чохральского в установках типа «Редмет-30» в вакууме при протоке инертного газа аргона.

Выращивание монокристаллов осуществляли при следующих технологических режимах: скорость выращивания составляла 1,8 мм/мин в начале процесса и 0,7 мм/мин в конце процесса выращивания, скорость вращения тигля 5 мин^{-1} , скорость вращения кристалла 15 мин^{-1} , расход инертного газа аргона составлял 30 л/мин. Масса загрузки составляла 40 кг, диаметр кварцевого тигля 356 мм.

Измерение температуры монокристаллов в процессе выращивания производили при помощи вращаемых в кристалл термопар. Для этого термопары опускали ниже затравочного кристалла, так, чтобы при выращивании один спай термопары вращался в кристалл находясь на оси кристалла, а следующие – равномерно вдоль радиуса кристалла. Анализ показал, что распределение температуры вдоль радиуса монокристалла имеет параболический характер и зависит от расстояния исследуемого сечения монокристалла от фронта кристаллизации.

Так, на длине 50 мм от фронта кристаллизации радиальный градиент температуры составлял $1 \dots 1,8 \text{ К/см}$, при этом разница между максимальным и минимальным значениями времени жизни неравновесных носителей заряда для данного сечения составил 1,5 мкс (от 9,1 мкс до 10,6 мкс).

На длине 750 мм радиальный градиент температуры составлял $0,04 \dots 0,16 \text{ К/см}$, но разница между максимальным и минимальным значениями времени жизни неравновесных носителей заряда для данного сечения оказалась значительно ниже и составила 1 мкс. Величина же времени жизни в этом сечении существенно выше, чем в первом сечении и составила 50 мкс.

Такое резкое изменение величины времени жизни неравновесных носителей заряда подтверждает существенное влияние тепловой истории монокристалла на изменение электрофизических характеристик. Это можно объяснить тем, что при выращивании монокристаллов кремния из расплава методом Чохральского в выращиваемом монокристалле создается тепловое поле, которое зависит от количества расплава в тигле, конструкции теплового узла и ростовой камеры установки выращивания. Следовательно управляя тепловым полем в выращиваемом монокристалле можно регулировать величины электрофизических параметров монокристаллов.

МЕХАНОАКТИВАЦИОННОЕ ПРИГОТОВЛЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ДЛЯ ПОЛИМЕРМАТРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В.В.Чердынцев, С.Д.Калошкин, Е.В.Шелехов, В.Д.Данилов¹

ГОУ ВПО МИСиС, Москва, Россия

e-mail: vyeh@misis.ru

¹*ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова, Москва, Россия*

Особенности электронной структуры квазикристаллов определяют ряд необычных и привлекательных для применения свойств, в частности, механических. Для квазикристаллов отмечаются высокие антифрикционные свойства, поскольку они одновременно очень твердые и имеют сверхнизкий коэффициент трения. Поэтому квазикристаллы представляются весьма перспективными материалами для использования в композиционных материалах в качестве упрочняющей фазы. В настоящей работе исследовалась возможность применения квазикристаллов системы Al-Cu-Fe и материалов на их основе в качестве наполнителей для резиновых и полиэтиленовых матриц. Порошковый квазикристаллический сплав получали механическим сплавлением с последующим отжигом. Полученный порошок подвергали механоактивации с чистым алюминием в соотношениях Al – 10 и 20 вес. % квазикристалла.

Композиционные материалы получали, смешивая порошок резины с квазикристаллическим наполнителем в стандартных промышленных вальцах. Физико-механические свойства наполненных твердыми частицами резин практически не ухудшились по сравнению с ненаполненными. Трибологические испытания позволили выявить оптимальную концентрацию наполнителя, равную 5-10 массовых частей. При этом отмечено улучшение антифрикционных свойств подобной пары трения до 30-40 % по сравнению с эластичным материалом без наполнителя. При увеличении количества наполнителя до 20 массовых частей антифрикционные свойства пары трения существенно ухудшаются.

Сопоставление результатов испытаний по образцам, наполненным керамическими частицами и квазикристаллами показывает близкие значения физико-механических свойств. Однако, коэффициент трения скольжения при одинаковых количествах наполнения для квазикристаллов несколько ниже. Учитывая различную морфологию керамических частиц и квазикристаллов, следует ожидать меньшего износа ответной части в паре трения в случае использования квазикристаллов. При модельных испытаниях в условиях свободного абразива в жидкой среде, выявилось снижение износа металлических контртел на 40 %.

Нами также исследовались композиционные материалы на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена с порошками квазикристаллической фазы и вышеописанного металломатричного композита в качестве наполнителей. Синтезирован композиционный материал на полимерной основе с экстремально низким коэффициентом сухого трения. Областью применения новых материалов могут быть различные элементы узлов трения машин и механизмов - насосов, компрессоров, подшипников скольжения.

Работа выполнена при поддержке МНТЦ, проект 3414.

МОРФОЛОГИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕРХТВЕРДЫХ УГЛЕРОДНЫХ ЧАСТИЦ, ПОЛУЧЕННЫХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В СИСТЕМЕ "МЕТАЛЛ-ФУЛЛЕРИТ"

О.П.Черногорова¹ Е.И.Дроздова¹, Н.А.Бульенков², И.Н.Потапова³

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, г. Москва*
e-mail: tchern@ultra.imet.ac.ru

²*Институт физической химии РАН, г.Москва*

³*МИСИС*

Форма частиц сверхтвердой углеродной фазы, которые образуются при нагреве смеси металл-фуллерит под давлением (≤ 5 ГПа), определяется соотношением размеров кристаллов фуллеритов или их конгломератов и размеров (и формы) гранул металлической матрицы. Если металлические гранулы значительно крупнее фуллеритов, частицы СТФ принимают сложную форму промежутков между гранулами. В этом случае фуллериты под давлением претерпевают деформацию и/или частичное разрушение, но трещины между фрагментами кристаллов фуллеритов или поверхности раздела между отдельными кристаллами в процессе синтеза залечиваются и срачиваются с образованием монолитной частицы твердой углеродной фазы. При синтезе в мелком металлическом порошке частицы СТФ наследуют форму исходных кристаллов фуллеритов или их конгломератов. Во всех случаях в поляризованном свете выявляется внутреннее доменное строение частиц СТФ, причем по размерам и форме домены соответствуют структуре исходных кристаллов фуллеритов или их конгломератов.

Полученные закономерности по наследованию формы при образовании частиц СТФ из фуллеритов в металлической матрице позволяют предположить механизм твердотельного замещения одной структуры другой при малом изменении макроскопической формы и малых кооперативных смещениях в процессе превращения.

Высокий коэффициент упругого восстановления (83-87%) при индентировании частиц твердого углерода, полученных из фуллеритов под давлением ≤ 5 ГПа в металлической матрице, их низкий модуль упругости (80-100 ГПа) и высокая трещиностойкость показывают перспективность использования этих углеродных частиц, а также армированных ими композиционных материалов в качестве износостойких материалов для деталей, работающих в условиях трения и износа.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 05-03-32763) и НШ-1190.2006.3.

СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЁНОЧНОГО МАГНИТОМЯГКОГО НАНОКОМПОЗИТА Fe-3%ZrN

Е.Н.Шефтель¹, Г.Ш.Усманова¹, П.К.Кесарева¹, С.И.Утицких¹, Н.С.Перов²,
Е.Е.Шалыгина², М. Инуе³, Р.Фуджикава³

¹) *Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН*
e-mail: sheftel@ultra.imet.as.ru

²) *Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова*

³) *Технологический университет г.Тойяхаши*

Магнитомягкие плёночные наноконпозиты на основе систем Fe-Me_{IV} - X (C,N,O) являются новым поколением перспективных для применения в микроэлектронике материалов, способных обеспечить сочетание таких свойств как высокая индукция насыщения (вплоть до 2 Тл), низкая коэрцитивная сила (<0,1Э), термическая стабильность (вплоть до 550-600⁰С). В ранее выполненных работах авторов получены плёночные наноконпозиты состава Fe-(10-15) мол% ZrN, характеризующиеся индукцией насыщения 1,8Тл, коэрцитивной силой <<1Э и термической стабильностью, по крайней мере, вплоть до 600⁰С. Дальнейшее повышение индукции насыщения такого типа наноконпозитов возможно за счет увеличения в них объёмной доли ферромагнитного железа.

В работе исследованы структура и магнитные свойства плёночного наноконпозита Fe - 3мол.%ZrN, полученного методом высокочастотного реактивного магнетронного напыления на неподвижную (1) и вращающуюся (2) подложку и затем отожженного при 300...600⁰С с выдержкой 1час в вакуумных печах с инфракрасным или с электро нагревом. Толщина плёнок составляет 0,94 (1) и 0,5 (2) мкм. Исследование структуры проводили методом рентгеновского анализа. Съёмку полнопрофильных дифрактограмм производили на установке ДРОН-4, обработку данных производили с помощью специальных компьютерных программ. Объёмные и поверхностные магнитные свойства плёнок измеряли на вибрационном магнетометре и магнитооптическом микромагнетометре соответственно.

Показано, что при напылении в условиях (1) в плёнках образуется ОЦК фаза на основе α-Fe, а в условиях (2) - ОЦК фаза на основе α-Fe и ГЦК фаза Fe₄N с количественным соотношением 66 ± 5,0 об.% и 33 ± 4,0 об.% соответственно. В обоих условиях напыления размер зерна ОЦК фазы, образующейся в плёнке, составляет 100-200нм, а период ее кристаллической решётки превышает таковой у чистого α-Fe вследствие образования пересыщенного азотом твёрдого раствора на основе α-Fe. При отжиге с повышением температуры период кристаллической решетки ОЦК фазы уменьшается и при соответствующей температуре достигает значения для чистого α-Fe. Повышение температуры отжига пленок, полученных в условиях (2), приводит к увеличению количества фазы Fe₄N вплоть до 75 об.% при 600⁰С. Отжиг в печи с электронагревом приводит к образованию в плёнках некоторого количества фазы ZrO₂, что, вероятнее всего, связано с более высоким по сравнению с печью с инфракрасным нагревом содержанием газовых примесей в вакуумной среде печи.

Приведены результаты исследования объёмных и поверхностных магнитных свойств материала плёнок. Максимально достигнутые значения индукции насыщения Bs составляют 1,8-1,9Тл. Минимальные значения коэрцитивной силы Hc составляют 1,5-1,8Э. Проведено сопоставление структуры пленок с их магнитными свойствами.

Работа проведена при поддержке РФФИ (проект НШ-1190.2006.3)

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ОБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПОСЛОЙНОМ ЛАЗЕРНОМ СПЕКАНИИ РЕАКЦИОННО-СПОСОБНЫХ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ

И.В.Шишковский, А.Л.Петров, М.В.Кузнецов¹, Ю.Г.Морозов¹, В.И.Щербаков

*Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН, ул. Ново-Садовая
221, 443011 Самара, Россия*

e-mail: shiv@fian.smr.ru

¹ *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН,
Черноголовка, Московской обл., 142432 Россия*

e-mail: morozov@icm.ac.ru

Миниатюризация и компьютерное моделирование физических, химических, биологических и/или механических свойств, реально синтезируемых затем объемных изделий – это магистральные направления технологии Rapid Prototyping & Manufacturing в 21 веке, к которой относится метод Селективного Лазерного Спекания (СЛС) порошковых композиций. Технология СЛС позволяет создавать трехмерные объекты, послойно формируя, в том числе и функциональный градиент (ФГ) свойств будущего изделия. Средства автоматического проектирования и инженерного дизайна - CAD/CAE естественным образом интегрированы в процесс СЛС и позволяют выстраивать функционально градиентные структуры не только по - атомно (микро уровень или нанотехнология), но и отдельными структурными блоками (микрочастицами, зернами, доменами), что соответствует идеологии проектирования на мезоуровне. Моделируя укладку (степень связности структуры, расположение пор) порошковой композиции и ее концентрационный состав, открывается возможность создания интеллектуальных микроустройств (англ. термин Micro-Electro-Mechanical Systems (MEMS)) – сенсоров, имплантатов, фильтров и т.д.

В работах Самарского филиала ФИАН впервые была показана возможность послойного лазерного спекания реакционно-способных порошковых композиций типа (Ni-Ti, Ni-Al, Ti-Al). Найдены оптимальные режимы лазерного воздействия, при которых удастся не только «удержать» смесь от взрыва при традиционном Самораспространяющемся Высокотемпературном Синтезе интерметаллидов, но и послойно создать из этих интерметаллидов объемные функциональные изделия. Некоторые из них, например, на основе никелида титана, могут быть использованы в качестве медицинских имплантатов.

В настоящей работе представлены результаты микроструктурных исследований синтезируемых интерметаллидных систем, и те наноразмерные образования, которые при этом были получены. Показано, что результат лазерного спекания порошков и функциональные свойства синтезированных на их основе изделий зависят не только от распределения в размерах частиц и пор, их расположения друг относительно друга, но и наноструктурной морфологии спеченной поверхности. Сведя все многообразие форм (распределения наноструктур) к фиксированному набору морфотипов, предполагается в дальнейшем классифицировать такие важные для практического применения свойства пористой поверхности и пористых изделий (имплантатов), как пористость, остеогенез, биологическая активность и проч.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПОРОШКА ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПОСЛЕ ОТЖИГА И МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

Е.В.Яроцкая, Т.Ю.Саблина, А.Г.Мельников, С.Н.Кульков

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
634021 г.Томск, пр. Академический 2/1,
e-mail: ale-yarockaya@yandex.ru*

В настоящее время керамика на основе диоксида циркония с различным содержанием окиси алюминия, занимает одно из ведущих мест среди керамических материалов инструментального и конструкционного назначения. Перспективным способом получения керамических порошков является метод плазмохимического синтеза, однако нанокристаллические порошки, полученные этим способом, имеют сложное морфологическое строение частиц, что существенно снижает их технологические свойства. Для повышения этих свойств эффективно использовать отжиг и механическую обработку (активацию).

Целью данной работы явилось изучение технологических свойств плазмохимического нанокристаллического композиционного порошка $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$ после отжигов и механической активации.

В работе исследовался порошок $ZrO_2 - 3\%$ мол. $Y_2O_3 - 20$ вес.% Al_2O_3 , полученный методом плазмохимического синтеза. Отжиг осуществлялся в воздушной печи при температурах 900- 1200⁰С с выдержкой 1час. Механическую обработку порошков проводили в шаровой мельнице с фарфоровыми мелющими телами. Время активации составляло 1-100 часов. При механической активации использовали олеиновую кислоту в количестве 1%.

Повышение температуры отжига приводит к росту насыпной плотности, при этом наиболее значительного увеличения насыпной плотности порошка (в 2 раза) удается достичь при максимальных температурах отжига 1100-1200⁰С. Ещё более значительного (до 8 раз) увеличения насыпной плотности порошка удаётся добиться при механической активации до 100 часов порошков, отожженных при 900-1000⁰С и до 25 часов для порошков, отожженных при 1100-1200⁰С.

Изучен фазовый состав после отжигов порошков. Показано, что термическая обработка до температуры 1200⁰С не приводит к формированию моноклинной модификации диоксида циркония.

Полученные изменения свойств отразились на технологических характеристиках порошка – прежде всего на количестве технологической связки (парафина). Так, если в исходном состоянии для получения приемлемых литейных свойств, в шликер требовалось ввести порядка 60% парафина, то после проведённых отжигов количество парафина удалось снизить до 40%, а после последующей механической активации порошка количество парафина снизилось до 14 %.

Таким образом, предварительный низкотемпературный отжиг и механическая активация в шаровых мельницах являются перспективными для получения плотной и прочной керамики из плазмохимического нанокристаллического порошка $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$.

**ФАЗООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ
ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ С ЖИДКИМИ
ГАЛЛИЕВЫМИ ЭВТЕКТИКАМИ.
ИЗУЧЕНИЕ С ПОМОЩЬЮ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ**

А.И.Анчаров, Т.Ф.Григорьева, А.П.Барина, В.В.Болдырев

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск
e-mail: ancharov@mail.ru*

Взаимодействие механохимически синтезированных наноразмерных твердых растворов и интерметаллидов на основе меди с расплавами, содержащими галлий, приводит к быстрому формированию интерметаллического соединения CuGa_2 . При этом из твердого сплава и из расплава освобождаются элементы, которые также могут взаимодействовать между собой с образованием интерметаллидов.. Последовательность фазообразования, морфология и размерность как промежуточных, так и конечных продуктов, динамика всего процесса представляют большой интерес. Одним из наиболее информативных методов исследования таких систем является рентгеновская дифракция с использованием синхротронного излучения.

Исследования проводили на экспериментальной станции «Дифрактометрия при энергии квантов 34 кэВ». Регистрация дифрагированного излучения осуществлялась детектором на основе запоминающего экрана mg345 . При уменьшении длины волны используемого рентгеновского излучения происходит уменьшение углов дифракции, и все дифракционные максимумы смещаются в область малых углов. Поэтому появляется возможность с помощью плоского двухкоординатного детектора зарегистрировать основной набор дифракционных максимумов. Так например, детектор mg345 , используемый на экспериментальной станции и находящийся на расстоянии 400 мм от образца, позволяет получать дифракционные данные в таком же диапазоне межплоскостных расстояний, какие получают на стандартном дифрактометре, использующем характеристическое излучение меди, при сканировании в диапазоне углов 2θ от 7° до 140° . Традиционные дифрактометры регистрируют только малую часть дифрагированного излучения в телесном угле определяющем угловое разрешение дифрактометра. Для получения полного набора дифракционных данных требуется сканирование по необходимому диапазону углов дифракции. Плоским двухкоординатным детектором регистрируется всё излучение, рассеянное образцом. Использование двухкоординатного детектора дает возможность получать информацию не только о положении и интенсивности дифракционных колец, но и о распределении интенсивности по кольцу. При неподвижном образце по виду дифракционных колец можно судить о размере кристаллитов и текстуре. Известно, размер отдельного дифракционного пятна или его интегральная интенсивность пропорциональна количеству атомов в кристаллите или его объему.

Показано, что использование данной методики позволяет следить за стадийностью фазообразования и изменением размеров кристаллитов в ходе химического взаимодействия.

Работа выполняется в рамках интеграционного проекта Сибирского отделения РАН № 98 «Механокомпозиты – прекурсоры для создания материалов с новыми свойствами».

КОМПЛЕКС ПРИБОРОВ И МЕТОДИК ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ

А.М.Бакланов, Н.А.Иванова, Г.А.Махов

Институт химической кинетики и горения СО РАН, Новосибирск, 630090

Для исследования свойств нано аэрозоля в ИХКиГ СО РАН создан комплекс приборов и разработаны методики, позволяющие определять дисперсный состав, счетную концентрацию и морфологию наночастиц. Комплекс содержит: диффузионный спектрометр, термопреципитатор, просвечивающий и сканирующий электронные микроскопы (ПЭМ и СЭМ) и набор генераторов высокодисперсного аэрозоля. Диффузионный спектрометр аэрозолей (ДСА) предназначен для автоматического определения концентрации и спектра размеров аэрозольных частиц. Его технические характеристики: диапазон концентраций – $10^1 \div 10^5$ в см^{-3} , измеряемые диаметры – 0.002-0.2 мкм. Термопреципитатор предназначен для осаждения наночастиц на различные подложки для их последующего анализа, например, с помощью электронного микроскопа. Термопреципитатор, как и ДСА не требует предварительного препарирования частиц. Термоконденсационные и фотохимические генераторы наночастиц служат как для калибровки аэрозольных приборов так и для получения частиц с заданными свойствами. Дополнительно производится анализ газообразных промежуточных продуктов, образующихся при синтезе наночастиц.

Далее в качестве примера приводятся результаты исследования образования наночастиц углерода при пиролизе пропана (в смеси с аргоном) в индуктивно связанной плазме. На Рис. 1а и б приведены типичные электромикроскопическое изображение наночастиц и спектр размеров наночастиц, измеренный с помощью ДСА. На Рис. 2 приведена зависимость среднего размера частиц и концентрации в зависимости от мольной доли пропана в реакционной смеси. На Рис. 3 приведена зависимость концентрации пропана и промежуточных продуктов на выходе из зоны реакции от исходной концентрации пропана.

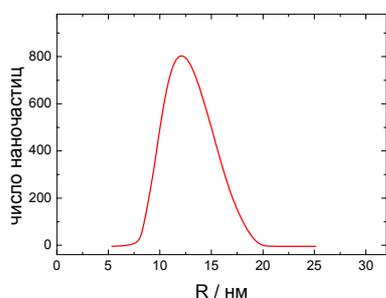
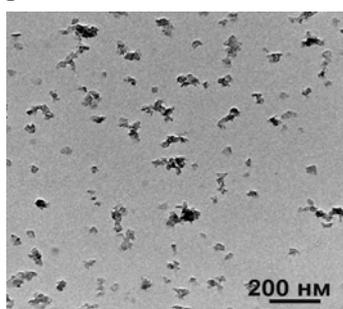


Рис. 1. а – ПЭМ изображение наночастиц; б - пример спектра размеров наночастиц (данные ДСА).

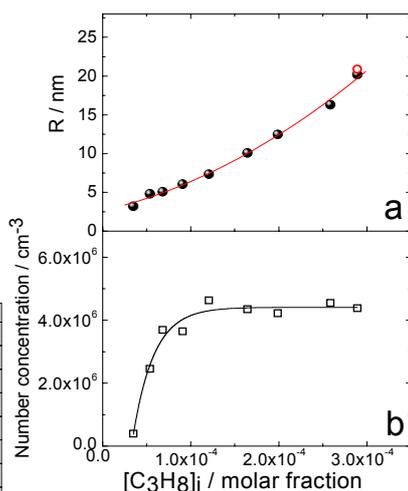


Рис. 2. Зависимость среднего размера частиц и концентрации в зависимости от мольной доли пропана в реакционной смеси

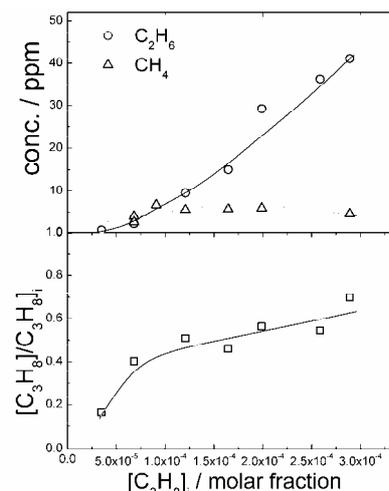


Рис. 3. Зависимость концентрации пропана и промежуточных продуктов на выходе из зоны реакции от исходной концентрации пропана

ОБРАЗОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ ТИПА «ЯДРО-ОБОЛОЧКА» ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТЖИГЕ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИЙ.

Б.Б.Бохонов, М.А.Корчагин

*Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения РАН
e-mail: bokhonov@solid.nsk.su*

В последнее время возрастает интерес к получению нано- и низкоразмерных материалов, таких как фуллерены, нанотрубки и инкапсулированные частицы (металлы, карбиды, бориды, нитриды). Интенсивные исследования в этой области привели установлению того факта, что наноразмерные структуры такой морфологии характерны не только для углеродных материалов. Образование таких наноструктур оказалось возможным и в соединениях на основе нитрида бора, а также халькогенидов молибдена и вольфрама. Такое морфологическое подобие наноразмерных образований во многом обусловлено подобием кристаллической структуры соединений BN, WS₂ и MoS₂ со структурой графита.

Для получения наноматериалов на основе углерода и нитрида бора в основном применяется метод дугового разряда и лазерной абляции в присутствии каталитических добавок.

В настоящей работе с целью установления возможности приготовления инкапсулированных углеродом и нитридом бора наноразмерных частиц были проведены исследования по изучению структурных, фазовых и морфологических изменений происходящих при интенсивной механической активации и последующим низкотемпературным (до 1000°C) отжиге композиций: металл (Fe, Co, Ni, Mo, W)-углерод (графит, сажа, наноалмаз) и металл (Fe, Co, Ni, Mo, Hf, Zr)- нитрид бора.

Проведенные электронномикроскопические, рентгеновские исследования показали, что низкотемпературный отжиг активированных композиций приводит к кристаллизации инкапсулированных (углеродом или гексагональным нитридом бора) наноразмерных частиц (рис. 1).

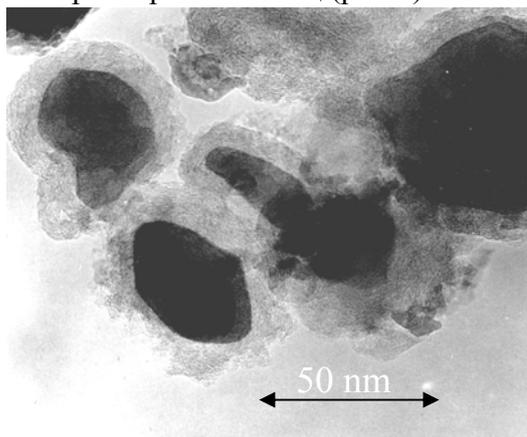


Рис. 1 Электронная микрофотография инкапсулированных в графитовые оболочки наночастиц, образовавшихся при низкотемпературном отжиге механически активированных смесей

Согласно полученным нами данным о структурных и морфологических изменениях при механической активации и последующем низкотемпературном отжиге изученных композиций, а также имеющимся в литературе сведениям о стадийности образования инкапсулированных наноразмерных структур в процессах дугового разряда, дуговой плавки и лазерной абляции и катализа предложена последовательность образования наночастиц такой морфологии, которая протекает через распад при низкотемпературном отжиге метастабильного продукта, образованного на стадии механической активации.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОБЪЁМНЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ Al СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

И.Г.Бродова¹, Е.В.Шорохов, И.И.Жгилев, Т.И.Яблонских¹,
В.В.Астафьев¹, И.Г.Ширинкина¹, О.В.Антонова¹

РФЯЦ-ВНИИТФ г. Снежинск.

¹Институт физики металлов УрО РАН г. Екатеринбург.

e-mail: brodova@imp.uran.ru

Методами оптической и электронной микроскопии и рентгеновской дифракции исследованы структура и фазовый состав объёмных образцов многокомпонентных Al сплавов АМЦ и АМГ6, полученных методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) [1]. Рассмотрено влияние условий импульсного нагружения образцов на входе в матрицу с пересекающимися каналами и геометрии зон пересечения каналов на характер структурообразования. В экспериментах образец с помощью пушки разгоняется до скоростей от 100 до 500 м/с. Скорость деформации материалов оценивается в $10^3 - 10^5 \text{ с}^{-1}$.

Построены зависимости изменения микротвёрдости по сечению образцов от скорости, а также установлен характер изменения её величины с ростом числа проходов образца через каналы матрицы.

Исследование структуры образцов после нагружения показало, что материал отреагировал на высокотемпературное воздействие и высокоскоростную деформацию. В частности, установлено, что даже при одном проходе ДКУП наблюдаются существенные структурные изменения и упрочнение материала. Увеличение скорости движения образцов незначительно влияет на величину максимальной микротвёрдости, которая в результате ДКУП возрастает в 1.5-2 раза по сравнению с исходным прутком. Максимальные значения для сплава АМГ6 составляет 1600-1700 МПа, а для сплава АМЦ - 800 МПа. С ростом скорости наблюдается даже некоторая тенденция к снижению упрочнения. Выявлены области повышенной твёрдости по сечению образцов, и обнаружена определённая цикличность в изменении данного параметра, которая связана с циклическим характером продавливания образца через каналы.

Таким образом, в результате проведённых исследований можно констатировать эффективность использования метода ДКУП для получения объёмных материалов на Al основе с ультра микрокристаллической структурой и высокой твёрдостью до 120 НВ.

Работа выполнена по программе Президиума РАН "Исследования вещества в экстремальных условиях" и при частичной финансовой поддержке научной школы НШ-5965. 2006.3.

[1] Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Способ динамической обработки материалов: Патент N 2283717 РФ // Бюллетень изобретений.2006.N 26.

**МЕЖДИСЦИПЛИНАРНЫЙ ПОДХОД В РАЗВИТИИ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ
СОЗДАНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОМАТЕРИАЛОВ**

В.А.Быков

ЗАО «НТ-МДТ»

*124460, Москва-Зеленоград, корпус 167, Тел: (495)535-03-05, Факс: (495)535-64-10
e-mail: vbykov@ntmdt.ru*

Для создания и комплексного исследования современных наноструктур и наноматериалов наиболее эффективным представляется оборудование, объединяющее в себе возможности разных методических подходов. В НТ-МДТ разработано две платформы для создания такого оборудования – Нанофаб и Нанолаборатория.

Сверхвысоковакуумная модульная нанотехнологическая платформа НаноФаb 100 предназначена для использования в исследованиях, разработках и мелкосерийном производстве различного рода наноструктур, наноэлементов и устройств на их основе.

Платформа Нанолабораторий предназначена для разработки на ее основе исследовательских комплексов, совмещающих возможности СЗМ с последними достижениями в области конфокальной микроскопии, спектроскопии комбинационного рассеяния и многих других методов.

СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ 3-D ИЗОБРАЖЕНИЯ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ

И.Г.Григоров¹, Л.Н.Ромашев², Ю.Г.Зайнулин¹, В.В.Устинов²

¹ *Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург*

² *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

e-mail: grigorov@ihim.uran.ru

В экспериментальных нанотехнологических исследованиях особый интерес представляют разработки новых точных методов визуализации нано- и ультрадисперсных структур. Наиболее информативными и прямыми методами визуализации структурно-морфологических особенностей поверхности твердых тел на микро- и наноуровне являются методы, использующие растровую электронную микроскопию (РЭМ) и сканирующую зондовую микроскопию (СЗМ): туннельную – СТМ и атомно-силовую - АСМ.

Методы СЗМ (здесь имеются в виду методы, использующие твердотельные зонды) в настоящее время интенсивно развиваются, главным образом, как инструмент визуализации результатов взаимодействия зонда с поверхностью исследуемого объекта. Эти методы позволяют в процессе сканирования поверхности создавать ее достаточно реальный трехмерный образ (3-D изображение). Однако существенным недостатком методов СЗМ, используемых для построения 3-D изображения исследуемой поверхности является недостаточный диапазон измеряемого перепада высот (± 1 мкм), а также небольшой размер поля сканирования поверхности (обычно не более 50x50 мкм).

В данной работе предлагается новый способ формирования 3-D изображения исследуемых объектов, позволяющий комплексно использовать возможности формирования изображения методами РЭМ и СЗМ.

Сущность способа, кратко, заключается в том, что сбор и регистрацию вторичных электронов, эмиссия которых происходит в результате неупругого взаимодействия сфокусированного пучка электронов РЭМ, осуществляют зондом СТМ. Для этого зонд СТМ устанавливают на таком расстоянии от поверхности объекта, при котором СТМ позволяет регистрировать ток вторичных электронов. При этом регистрацию их осуществляют, синхронизировано с режимом сканирования РЭМ. Для построения изображений поверхности исследуемого объекта, на основе которых формируют его трехмерное изображение в цифровой форме, зонд последовательно устанавливают в разные выбранные точки по периметру поля сканирования РЭМ.

Осуществление сбора вторичных электронов в РЭМ зондом СТМ, установленным в различных точках поля сканирования образца, позволяет сформировать трехмерное изображение (например, на экране дисплея ПК) объекта в цифровой форме с высокой степенью достоверности полученного изображения исследуемому оригиналу.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 05-02-08169-офи_a и НШ 8380.2006.3.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФОРМ ПРИСУТСТВИЯ КИСЛОРОДА В НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКАХ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА

К.В.Григорович, П.В.Красовский, Ю.В.Благовещенский, Л.В.Уланская

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
e-mail: grigorov@ultra.imet.ac.ru

В работе исследовались содержание и формы нахождения кислорода в наноразмерных порошках карбидов вольфрама, полученных по двухстадийной технологии: плазменное восстановление-низкотемпературный синтез. Разработаны процедуры анализа нанокристаллических порошков системы W-C на содержание кислорода в разных химических формах методом горячей экстракции в несущем газе. Предлагаемые методики позволяют отдельно определять адсорбированные на поверхности порошка пары воды и CO₂, оксидные пленки на частицах WC и частицы непереработанного сырья WO₃. Проанализированы наноразмерные порошки WC, полученные по двухстадийной технологии - плазменное восстановление/низкотемпературный синтез. Проведен анализ синтезированных многофазных порошков системы W-C (W₂C, WC_{1-x}, W, WC, WO₃) с удельной поверхностью от 20-24 м²/гр и содержанием углерода 5.9-6.3 %, половина которого оставалась в свободном состоянии. Показано, что кислород находился в форме частиц WO₃ из непереработанного сырья, а его содержание варьировалось от 0.1 до 0.4 масс.%. При выгрузке из плазменного реактора на воздух порошки не окислялись и почти не адсорбировали влагу. Их инертность была приписана свободному углероду, покрывающему защитной пленкой поверхность наноразмерных частиц. После низкотемпературного синтеза в водороде содержание фазы WC в порошках возрастало до 82-99 %, а удельная поверхность снижалась до 6-12 м²/гр. Содержание кислорода в оксидных формах также возрастало до 0.4-0.7 масс.%. Кислород хемосорбировался во время пассивации и выгрузки порошка из печи на воздух. По собственным и литературным данным установлен тренд, который отражает увеличение количества кислорода с ростом удельной поверхности порошка. Покрытие поверхности кислородом для порошков разной крупности варьировалось от 1.5 до 2.5 моноатомных слоев (1 монослой = 10¹⁵ ат.О/ см²) или 0.04-0.07 мкг/см². Экспериментально установлено, что при хранении порошков карбида вольфрама на воздухе с относительной влажностью 20-40 % прирост кислорода в порошках был незначителен. На воздухе, насыщенном парами воды, скорость окисления порошка коррелировала с количеством W и W₂C в его составе. Методом горячей экстракции в несущем газе показано, что в окисленных во влажном воздухе порошках наблюдались два пика термодесорбции воды (при 350-400 К и 450-550 К), приписанные ее физически и химически адсорбированным формам.

Результаты проведенной работы показывают, что в условиях обращения с нанопорошками WC на воздухе содержание кислорода в них (без учета адсорбированной воды) может считаться стандартным, если в расчете на единицу поверхности составляет 0.04-0.07 мкг/см². Это соответствует покрытию порошинок 2 ± 0.5 моноатомными слоями кислорода. При более высоком его содержании, вероятно, проходило объемное окисление при выгрузке порошка на воздух либо атмосферная коррозия при хранении, при более низком - поверхность, скорее всего, блокирована свободным углеродом. Для нанопорошков с размером частиц 30-50 нм содержание кислорода может быть ограничено 0.5 масс.%.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ В ОПРЕДЕЛЕНИИ ЛОКАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ НАНОМАТЕРИАЛОВ

Э.М.Мороз, Д.А.Зюзин

Институт катализа им.Г.К.Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия

e-mail: emoroz@catalysis.ru

Основным методом исследования объемной структуры твердых тел остается рентгеновская дифракция. Рентгенографические методы дают информацию о фазовом составе образцов, размерах областей когерентного рассеяния (ОКР), о кристаллической структуре (параметрах элементарной ячейки, координатах атомов, заселенности позиций). Однако общая дифракционная картина характеризует только усредненную структуру материалов. Кроме того, ввиду слабой окристаллизованности, малости размеров ОКР, наличия различных дефектов, характерных для наноматериалов, дифракционная картина имеет уширенные пики, большой фон, что затрудняет анализ.

Рентгенографический метод радиального распределения электронной плотности (РРЭП), основанный на анализе не отдельных дифракционных пиков, а всей дифракционной картины в широкой области углов Вульфа-Брэгга, дает информацию о локальной структуре - межатомных расстояниях и координационных числах. Он чувствителен к изменениям этих параметров в области, протяженностью 1-3 элементарных ячеек. Кроме того, метод РРЭП может быть использован для обнаружения фаз с размерами ОКР менее 3 нм, которые не выявляются при обычном фазовом анализе. Другой структурный метод, рентгеноспектральный, основанный на анализе тонкой структуры спектра края поглощения, - метод EXAFS-спектроскопии, в принципе, дает такую же информацию. Но, несмотря на его явное преимущество перед методом РРЭП в части селективности, в отличие от последнего, не дает абсолютных значений величин межатомных расстояний и имеет трудности в определении координационных чисел, особенно для дальних координационных сфер в структуре.

В Институте катализа СО РАН работы по изучению высокодисперсных катализаторов с применением метода РРЭП и EXAFS-спектроскопии проводятся с начала 70-х годов прошлого столетия. За рубежом метод РРЭП, имеющий название метода парных функций распределения (PDF-analysis), ранее применяемый для изучения структур жидкостей и сплавов, в последнее десятилетие стал бурно развиваться в связи с большим количеством структурных исследований наноматериалов: нанообъектов и наноструктур.

В работе приводятся разнообразные примеры применения метода РРЭП для изучения локальной структуры как нанообъектов (высокодисперсных металлов, нанесенных на различные носители), так и наноструктурированных материалов – оксидов, синтезированных различным путем

Наряду с кривыми РРЭП, рассчитанными из экспериментальных дифракционных данных, в работе используются модельные кривые, полученные из известных структурных данных для фаз (пространственной группы, параметров ячейки, координат атомов). При исследовании нанообъектов с целью выяснения особенностей их локальной структуры по сравнению массивными объектами используются модельные парциальные кривые.

МЕТОДИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ СТРУКТУРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ МАТЕРИАЛОВ

А.А.Новакова, Т.Ю.Киселева

*Московский Государственный Университет им. М.В.Ломоносова, Физический факультет,
e-mail: novakova@nm.ru, Kiseleva_Tatiana@mail.ru*

Для создания совершенных нанотехнологий требуется разработка общих принципов контроля структурных и физико-химических характеристик наноматериалов как на этапах технологической цепочки их получения, так и на выходе. Многочисленные эксперименты, проведенные на нанокристаллических материалах, показали, что с уменьшением размера частиц до 10 нм и меньше резко меняются термодинамические, химические и магнитные свойства вещества. А обусловленные размерным фактором изменения их структурных характеристик зачастую невозможно проанализировать традиционными методами исследования, например такими, как рентгендифракционный анализ. В этой связи, удачное сочетание возможностей нескольких методов исследования вещества позволяет выявлять тонкие эффекты взаимодействий на атомарном уровне как в изолированных наночастицах так и в консолидированных (порошки, композиты). Особенно плодотворным в таком комплексном подходе является наряду с электронной и зондовой микроскопией, электронным и рентгендифракционным анализами, магнитными и калориметрическими измерениями использование мессбауэровской спектроскопии - метода чрезвычайно чувствительного к изменению ближайшего окружения атомов и изменению характера магнитных взаимодействий.

В работе приведены примеры экспериментов по комплексному исследованию структурных и магнитных свойств различных классов наноматериалов и в ходе их описания продемонстрированы методические особенности, разработанные для использованных методов исследования.

В частности рассмотрены эксперименты по исследованию порошковых наноматериалов, полученных методами механического размола [1-2] и механосинтеза [3], а также химического диспергирования с последующим восстановлением в токе горячего водорода на разных этапах их получения [4-5]; полимерных нанокомпозитов и изолированных наночастиц [6-8], стабилизированных поверхностно-активными веществами [9].

- [1] Новакова А.А., Агладзе О.В., Киселева Т.Ю. // ФТТ, 2001.- Т.43, Вып.6.- С.1443
- [2] Новакова А.А., Агладзе О.В., Киселева Т.Ю., Тарасов Б.П., Перов Н.С. // Известия РАН, Сер. Физическая, 2001.- Т.65, №7.- С.1016
- [3] Kiseleva T.Yu., Novakova et al. // J. Alloys and Comp., 2004.- V. 383.- P.94
- [4] Novakova A.A., Kiseleva T.Yu., Lyovina V.V., Kuznetsov D.V., Dzidziguri A.L. // J. Alloys and Compounds (2001) 317-318, p.423-427.
- [5] Киселева Т.Ю., Сидорова Е.Н. и др. // Поверхность, 2003.- №3.- С.61
- [6] Novakova A.A., Lanchinskaya V.Yu., Volkov A.V., Gendler T.S., Kiseleva T.Yu. // J. Magnetism Magn. Materials (JMMM), 2003.- V. 258-259.- P.354
- [7] Новакова А.А., Гендлер Т.С., Волков А.В., Смирнов Е.В., Мешков Г.Б., Яминский И.В.// Известия РАН, Серия Физическая, 2005.- Т.69, №4.- С.475.
- [8] Novakova A.A., Smirnov E.V., Gendler T.S. JMMM, 2006.- V.300.- P. e-354-e358.
- [9] Смирнов Е.В., Левина В.В., Макаров Е.Ф., Новакова А.А. // Поверхность, 2007 в печ.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕЗОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

И.В.Пономаренко, В.А.Парфенов, С.Д.Кирик

*Институт химии и химической технологии СО РАН,
e-mail: vinpocetin@icct.ru; parfva@icct.ru; kirik@icct.ru*

При создании композитов на основе мезопористых мезоструктурированных материалов (МММ), остро стоит проблема контроля над введением вторичного вещества в поры. Для этого может быть использован широкий спектр физико-химических методов исследования. В настоящей работе применялся метод порошковой рентгеновской дифракции. Целью являлось изучения изменений в интенсивностях дифракционных пиков по мере увеличения доли гостевого компонента в порах МСМ-41.

Образцы исходного МСМ-41 были получены из спирто-аммиачной реакционной среды при мольном соотношении компонентов: 1TEOS : 0.2СТАВr : 13.7NH₃ : 31.5EtOH : 300H₂O, где TEOS – тетраэтоксисилан; СТАВr – цетилтриметиламмоний бромид, с последующей гидротермальной обработкой в течение 2х часов при 120°C, и прокаливанием при 550°C [1]. Заполнение пор осуществлялось через многократную пропитку и последующую сушку МСМ-41 раствором нитрата висмута (III) в ацетоне. В зависимости от температуры сушки были получены композиты, содержащие в порах нитрат висмута (III) (сушка в н.у.) и осконитрат висмута (III) (сушка при 120°C). Содержание гостевого компонента определялось гравиметрически. В ходе экспериментов были получены композиты с содержанием гостевого компонента до 50 масс.%. Дифрактограммы композитов снимались в угловом диапазоне 2 θ – 1-7°, с контролем массы материала на кювете для последующей нормировки интенсивностей.

По мере увеличения содержания гостевого компонента наблюдалось уменьшение удельных интенсивностей дифракционных пиков МСМ-41. Указанная тенденция сохраняется после учета влияния разбавления МСМ-41 солями висмута. Дополнительные причины уменьшения интенсивностей заключаются, во-первых, в поглощении рентгеновского излучения соединениями висмута (находящимися как в порах, так и в межкристаллическом пространстве) которые обладают большими значениями массового коэффициента поглощения, а, во-вторых, уменьшением контраста плотностей между стенкой поры МСМ-41 и ее содержимым в процессе заполнения. Контраст плотностей определяется содержанием гостевого компонента в порах и может быть найден после учета поглощения рентгеновского излучения. Удаление соединений висмута через промывку композитов азотнокислыми растворами ацетона привело к практически полному восстановлению интенсивностей дифракционных линий до уровня зарегистрированного на исходном МСМ-41. Это свидетельствует о сохранении мезоструктуры после всех экспериментальных процедур. Регистрация дифрактограмм в области 2 θ 10-70° не обнаружила соединений висмута в межкристаллическом пространстве. Таким образом, разработанную процедуру внедрения соединений висмута в поры МСМ-41 можно считать высоко эффективной.

Работа выполнена в рамках проекта, поддержанного на Лаврентьевском конкурсе (проект №78).

[1] В.А. Парфенов, С.Д. Кирик. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2006.- №2.- С. 6.

**МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ МАТЕРИАЛОВ ПРИ
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ
РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ**

Г.И.Рааб

Уфимский государственный авиационный технический университет
e-mail: giraab@mail.ru

Как правило, перед исследователями процессов интенсивной деформации встает проблема получения бездефектных наноструктурных (НС) металлических заготовок. Выбор интенсивности воздействия при равноканальном угловом прессовании (РКУП), довольно часто, проводится опытным путем. В условиях многоциклового обработки направленной на получения НС металлов это довольно сложный процесс. Научный подход к этой проблеме предполагает использование общепринятой методики построения диаграмм пластичности. Однако она довольно трудоемка т.к. требует проведения большого объема экспериментов, к тому же от цикла к циклу прессования свойства материалов изменяются и объем экспериментов существенно возрастает. Также не однозначно определяется деформированное состояние заготовок при РКУП. Поэтому был проведен тщательный анализ напряженно-деформированного состояния (НДС) процесса и характера разрушения заготовок.

Анализ, в том числе и компьютерный, показал, что разрушение, как правило, происходит в плоскости сдвига с поверхности, примыкающей к внешнему углу пересечения каналов, на которой и близ лежащих слоях наблюдается скачек напряжений от сжимающих, к растягивающим. Более того, в этой области появляется свободная поверхность не входящая в контакт с оснасткой. Все эти факторы негативно влияют на деформируемость при РКУП. В тоже время схема деформации и НДС на поверхности и близ лежащих слоях заготовки при РКУП сходны с условиями испытаний образцов кручением. Исходя из данного сходства, была разработана методика оценки деформируемости при РКУП, основанная на испытании кручением [1] и компьютерном моделировании процесса для учета влияния на НДС используемой геометрии оснастки и трибологии процесса. При этом расчетная интенсивность деформации сдвигом по углу скручивания при кручении образцов, в том числе и знакопеременного, показала высокую сходимость при прогнозе деформируемости и возможности получения бездефектных заготовок методом РКУП. Методика прошла апробацию на технически чистых металлах и сплавах и позволяет оптимизировать интенсивность воздействия и, соответственно, накапливать сверхбольшие деформации при минимальных затратах при получении НС материалов.

[1] А.А. Богатов Механические свойства и модели разрушения металлов 2002. 329 с.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ В КАЧЕСТВЕ НАНОЗОНДОВ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОФИЛЯ КОНЦЕНТРАЦИИ КИСЛОРОДА ЗА ФРОНТОМ ДЕТОНАЦИОННОЙ ВОЛНЫ

Б.П.Толочко¹, В.М.Титов², А.П.Чернышев^{1,3}, К.А.Тен²,
Э.Р.Прууэл², И.Л.Жогин¹, П.И.Зубков², Н.З.Ляхов¹,
Л.А.Лукьянчиков², М.А.Шеромов⁴

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, ул. академика Кутателадзе
18, Новосибирск, 630128 РФ bptolochko@inp.nsc.ru*

²*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр. академика Лаврентьева
15, Новосибирск, 630090 РФ*

³*Новосибирский государственный технический университет, пр. Карла Маркса 20,
Новосибирск, 630092 РФ*

⁴*Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, пр. академика Лаврентьева 11,
Новосибирск, 630090 РФ*

Сочетание метода малоуглового рентгеновского рассеяния (МУРР) с разработанным нами методом нанозондов дало возможность исследовать физико-химические процессы, протекающие непосредственно в детонационной волне и за плоскостью Чепмена-Жуге в масштабе реального времени. Метод нанозондов заключается в помещении в реакционную зону наночастиц-зондов. Наблюдение проводилось методом МУРР с использованием синхротронного излучения. Получена качественно новое распределение концентрации «активного» кислорода за фронтом детонационной волны. Наночастицы алмаза в качестве зондов вводились во взрывчатые вещества различного состава с отрицательным кислородным балансом. Были получены зависимости интенсивности малоуглового рассеяния на наночастицах алмаза от времени. Предложена физико-химическая интерпретация полученных результатов. Наночастицы-зонды не изменяют характер протекающих в реакционной зоне физико-химических процессов. Это позволяет, наблюдая за изменением распределения по размерам частиц-зондов в реакционной зоне, изучать кинетику химических реакций в масштабе реального времени. Наблюдение ведётся методом МУРР с использованием синхротронного излучения.

ОСОБЕННОСТИ РЕНТГЕНОВСКИХ ДИФРАКЦИОННЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СИСТЕМ

С.В.Цыбуля^{1,2}, С.В.Черепанова¹

¹*Институт катализа им. Г.К.Борескова СО РАН, г.Новосибирск*

²*Новосибирский государственный университет*

Наноструктурированные системы представляют собой специфические объекты рентгеноструктурного анализа, в которых «строительными единицами» являются кристаллические блоки нанометровых размеров, тем или иным способом стыкующиеся друг с другом. Во многих случаях стыковка осуществляется когерентным образом с сохранением единой кристаллографической ориентации блоков и образованием межблочных границ, аналогичных дефектам смещения слоев. Нами на практических примерах рассмотрен вопрос об особенностях дифракции на наноструктурированных объектах при наличии когерентных и частично когерентных способов стыковки составляющих их кристаллических блоков. С использованием метода расчета полных дифракционных картин для 1D наноструктур [1] подвергнуты анализу некоторые типичные случаи, реализующиеся в металлах с кубической и гексагональной плотнейшими упаковками, в оксидах со структурным типом корунда, шпинели, перовскита, вюрцита. Результаты показывают, что во многих случаях при исследовании наноструктурированных систем с размерами кристаллических блоков менее 5 нм, наряду с брэгговской дифракцией, необходимо учитывать эффекты, обусловленные частичной когерентностью в рассеянии рентгеновских лучей атомными плоскостями, принадлежащими различным блокам.

Реальная дифракционная картина, таким образом, представляет собой сложную суперпозицию брэгговского и диффузного рассеяния, причем в последнем случае могут появляться не только дополнительная фоновая составляющая, но и хорошо выраженные максимумы диффузного рассеяния. Следовательно, многие традиционные методики анализа дифракционных картин, такие как метод Ритвельда, базирующиеся на моделях трехмерно упорядоченного кристалла, для нанокристаллов имеют ограниченную применимость и могут приводить даже к ошибочным результатам.

Практика исследования нанокристаллических материалов дает много примеров когерентной связи кристаллических блоков не только в 1D, но и в 2D и 3D наноструктурах. Так, низкотемпературные γ -, η -, χ - модификации оксида алюминия, согласно нашим данным [2], различаются именно формой кристаллических наноблоков и способами их стыковки при одинаковой атомной структуре блоков.

[1] Tsybulya S.V., Cherepanova S.V., Kryukova G.N. Full profile analysis of X-ray diffraction patterns for investigation of nanocrystalline systems/*In* Diffraction analysis of the microstructure of materials (Mittemejer E.J., Scardi P. Eds.), Springer-Verlag, Berlin/Heidelberg. 2004.-P.93-123.

[1] Цыбуля С.В. Рентгеноструктурный анализ нанокристаллов: развитие методов и структура метастабильных состояний в оксидах металлов нестехиометрического состава. Дисс.д.ф.-м.н. Новосибирск, 2004.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ КВАРЦ-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИТОВ

Р.Г.Абдулкаримова, Н.Н.Мофа, Т.А.Шабанова, М.А.Бийсенбаев, З.А.Мансуров

*Каз.НУ им. аль-Фараби, Институт проблем горения, Алматы, Казахстан,
e-mail: Abdulkarimova@kazsu.kz, Fax: +(327)2925811*

Среди большого разнообразия материалов в настоящее время предпочтение отдается композиционным системам, т.к. сочетание в одном веществе органических и неорганических соединений, металлов и керамики, аморфных и кристаллических веществ, наличие фаз различной степени дисперсности позволяет получать изделия с самыми разнообразными свойствами. Механохимический синтез, по сравнению с другими методами, позволяет синтезировать крупные партии таких нанокomпозитов.

Проведено электронно-микроскопическое исследование частиц кварца, получаемых в процессе интенсивной диспергации частиц в мельницах динамического действия. Зафиксированы наноразмерные композиты с различными зонами, образующимися при химическом взаимодействии между измельчаемыми веществами, мелкими телами и газовой средой. Исследованы кварцевые кристалло – аморфные композиты, т.е. частицы с послойным изменением фазового состава, структуры и свойств, образующиеся в заданных условиях обработки кварца в механохимических реакторах.

В результате совместной механохимической обработки кварца с углеродсодержащими органическими соединениями были получены частицы сложного строения: кварцевое ядро, закапсулированное в металлополимерные углеродсодержащие наноразмерные оболочки типа “класпол”. Электронная микроскопия подтверждает наличие наноструктурных углеродных образований на поверхности модифицированных кварцевых частиц. Установлено увеличение их многообразия в зависимости от усложнения структуры углеродных модификаторов. Происходит образование химических связей между вскрытыми в процессе деструкции свежими поверхностями и органическими радикалами. Проведен синтез кварц-углеродных композитов методом зауглероживания в токе углеводородных газов предварительно активированного кварца. Электронно-микроскопическими исследованиями выявлено большое количество и разнообразие различных трубчатых наноразмерных структур. Установлено что их появление связано с наличием наноразмерных металлических частиц. Зарождение и рост нанотрубок на основе частиц металла и углерода объясняется карбидным механизмом.

Наблюдаемые диаметры нанотрубок, как и зародыши - ферромагнитные частицы железа, которые инициируют их рост, имеют дискретные значения. Эти параметры, согласно магнитному механизму, соответствуют одному магнитному домену ферромагнитной частицы. Кроме того, сам кварц является хорошим пьезоэлектриком, а материалы, полученные на его основе, проявляют одновременно магнитные, диэлектрические или электрические свойства. Не исключено, что образование углеродных волокон при пиролизе, так же можно объяснить воздействием магнитного поля различного вида магнитных частиц на углеродные молекулы, ионы и радикалы.

Z-ТОМОГРАФИЯ – НОВЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ КАТАЛИЗАТОРОВ

О.Г.Абросимов¹, Э.М.Мороз¹, А.Л.Чувиллин²

¹ *Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН,*
e-mail: olegabr@catalysis.nsk.su, emoroz@catalysis.nsk.su

² *University of Ulm, Ulm D-89069, Germany,*
e-mail: andrey.chuvilin@uni-ulm.de

Для обычного просвечивающего электронного микроскопа разработан метод электронной томографии в режиме темного поля (Z-томография в ПЭМ). Показано, что метод Z-томографии в ПЭМ может быть успешно использован для исследования особенностей пространственного строения объектов материаловедения. Для получения двумерных проекций в широком диапазоне углов сформулированы требования к конструкции и созданы томографический держатель и сетки. Для реконструкции трехмерных изображений из двумерных проекций разработан оригинальный пакет программ.

Впервые методом Z-томографии в ПЭМ проведено исследование трехмерной текстуры гетерогенных катализаторов: нанесенного на углеродную подложку (сibunит) платинового катализатора и медно-никелевого катализатора синтеза волокнистого углерода. Для платинового катализатора показано, что частицы активного компонента (платины) располагаются как на внешней, так и на внутренней поверхности глобул носителя и являются доступными для реагента. Оценен размер мезопор в стенках глобул. В случае медно-никелевого катализатора реконструирован габитус частицы сплава, и пространственная форма синтезированного в результате каталитической реакции разложения метана углеродного волокна (рис. 1).



Рис. 1. (а) Изображение частицы медно-никелевого сплава с образовавшимся на ней углеродным волокном в режиме светлого поля; (б) то же в режиме Z-контраста; (в) модель поверхности томографически реконструированной частицы и углеродного волокна в ориентации, соответствующей снимкам (а) и (б).

**ИЗУЧЕНИЕ МЕТОДАМИ ЯМР И МАГНИТНОЙ ВОСПРИИМЧИВОСТИ
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ СЛОЕВ Nb₃Sn В
КОМПОЗИТАХ Nb/Cu-Sn РАЗНОЙ КОНСТРУКЦИИ**

Б.А.Алексашин, А.В.Солонинин, А.В.Королев, В.П.Дякина,
Е.Н.Попова, Е.П.Романов, С.В.Сударева

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
e-mail: dyakina@imp.uran.ru

Представлены результаты измерений температурной зависимости формы линии ЯМР ⁹³Nb и действительной части динамической магнитной *ac*-восприимчивости $\chi'(T)$ многоволоконных сверхпроводящих композитов на основе Nb₃Sn с разной геометрией ниобиевых волокон, изготовленных по “бронзовой” технологии [1]. Во всех исследованных композитах наблюдается сверхпроводящий (СП) переход диффузионных слоев Nb₃Sn при $T_c \sim 17$ К. Ширина его в исследованных композитах составляет $\Delta T_c \approx 3$ К и не зависит от их конструкции. Перепад абсолютного значения $\chi'(T)$ у композитов обычной сборки и со спаренными Nb волокнами в полтора раза меньше по абсолютной величине, чем у композита с кольцевыми волокнами. В экспериментальных спектрах ЯМР ⁹³Nb выделены разные по интенсивности подспектры, причем в композитах обычной сборки и со спаренными волокнами их по три, а в композите с кольцевыми волокнами – два. Произведенная оценка интенсивности каждого из подспектров в каждом экспериментальном спектре исследованных композитов соотнесена с определенным диффузионным слоем Nb₃Sn, и, таким образом, произведена оценка количества зерен соответствующего слоя в каждом из композитов. Кроме того, установлено, что в первых двух композитах форма линии ЯМР ⁹³Nb асимметрична, что указывает на анизотропию сдвига Найта в слоях Nb₃Sn как в нормальном, так и сверхпроводящем состоянии, в то время как у композита с кольцевыми волокнами форма линии симметрична и сдвиг Найта оказывается изотропным. Величина анизотропного сдвига Найта в композитах с одиночными и спаренными цилиндрическими волокнами составляет ${}^{93}K_{ан} \approx 0,02$ %. Анизотропия в них обусловлена, по-видимому, различным характером и величиной взаимодействия зерен слоев Nb₃Sn с бронзовой матрицей и с остаточным ниобием, которое приводит к различным сдвигам частоты подспектров и, соответственно, к асимметрии формы линии ЯМР ⁹³Nb. В то же время, в композите с кольцевыми волокнами взаимодействие слоя Nb₃Sn происходит с обеих сторон с бронзовой матрицей, носит, по-видимому, одинаковый характер и скомпенсировано по величине. При этом в первых двух случаях распределение олова по сечению диффузионных слоев Nb₃Sn неравномерно, и наблюдается значительное их отклонение от стехиометрического состава.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 04-03-96118.

[1] Попова Е.Н., Родионова Л.А., Попов В.В., Романов Е.П., Сударева С.В. и др.// Материаловедение, 2005.- Т. 3 (96).- С. 14-18.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КАРБИДОБОРИДНЫХ ПЛЕНОК

Р.А.Андриевский, Г.В.Калинников

Институт проблем химической физики РАН
e-mail: ara@icp.ac.ru

На примере пленок, напыляемых неактивным магнетронным синтезом с использованием мишеней $TiB_2 - B_4C$ различного состава, рассмотрено влияние внешнего дополнительного магнитного поля на структуру и свойства. В таблице приведены результаты экспериментов, проведенных с пленками системы $TiB_2 - B_4C$ (мишень 50/50).

Таблица. Влияние магнитного поля на скорость роста пленки и микротвердость

Индукция магнитного поля, Т	Скорость роста пленки, нм/мин	Микротвердость H_V , ГПа
0	8	44 – 50
0.02	10	46 – 52
0.065	15	52 – 57
0.085	22	56 – 60
0.115	24	63 – 67
0.23	25	64 – 69
0.295	25	64 – 70

Как видно из приведенных данных, микротвердость с повышением индукции поля увеличивается, хотя этот рост замедляется, как и в случае скорости роста пленки. Влияние поля связывается с препятствием рассеяния осаждаемых ионов в плазме магнетронного разряда, который делается более концентрированным. Магнитное поле снижает шероховатость пленок, а в случае кристаллических пленок (напыляемых из мишеней TiB_2 и $TiB_2/25\%B_4C$) наблюдается также некоторое уменьшение величины нанокристаллитов и значительное повышение их однородности по размерам.

Электронно-микроскопическое изучение (в том числе с использованием высокого разрешения) обнаружило нанокристаллизацию аморфных пленок, напыляемых в присутствии поля (>0.23 Т), с выделением наночастиц TiB_2 размером менее 1-2 нм.

Работа выполнялась по проекту РФФИ 05-03-32248.

**ИССЛЕДОВАНИЯ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ КИСЛОРОД-
ПРОВОДЯЩИХ ПЕРОВСКИТОВ НА СИНХРОТРОННОМ ИЗЛУЧЕНИИ
МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ**

У.В.Анчарова¹; А.И.Анчаров²; Н.З.Ляхов²; А.П.Немудрый²; Е.Б.Пятилетова²;
О.А.Савинская²; С.В.Цыбуля³.

¹*Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, Новосибирск
e-mail: ancharova@ngs.ru*

²*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск*

³*Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск*

Проводились эксперименты с использованием дифракции синхротронного излучения, в рамках работы, посвященной оптимизации химического состава кислород-проницаемых мембран, используемых в каталитических реакторах для парциального окисления метана, достижению оптимального соотношения между кислородной проводимостью и химической, термической и механической стойкостью материала.

Исследованы фазовый состав и микроструктура образцов нестехиометрических кислород-проводящих оксидов со структурой перовскита следующих составов: а) $Sr_{1-x}M_xCo_{0.8-y}Al_yFe_{0.2}O_z$, (где $M = La, Ca, Ba$); б) $SrFe_{1-x}N_xO_z$, (где $N = W, Mo$); структурные превращения при нагреве в диапазоне от комнатной температуры до 1100 °С; проведен анализ размера зерна образцов, который зависит не только от состава, но и от температуры нагрева образца.

Съемка малоуглового рассеяния на образцах показала, что независимо от конкретного состава и условий синтеза (закалка в вакууме или медленное охлаждение) при быстром нагреве при температуре ~80 °С происходит резкое уширение рассеяния. Этот эффект проявляется на 2-D дифракции на энергии 34 кэВ в том, что на кольцах Дебая-Шеррера пятна от разных кристаллитов размываются в сплошное кольцо. Это связано с резким изменением размера зерна в поликристалле, которое, по-видимому, происходит из-за сильных механических напряжений в домене в процессе активной диффузии кислорода в образце, вызванных ферроэластичным фазовым переходом. Происходит образование наноразмерных двойников, что, возможно, определяет высокую кислородную подвижность в данных перовскитах.

В результате дифракционных исследований на воздухе определены коэффициенты термического расширения и показано существование температурных интервалов с различными термомеханическими свойствами исследуемых соединений.

Эксперименты проводились на экспериментальных станциях: 1) прецизионная дифрактометрия на 2-м канале СИ ВЭПП-3; 2) дифрактометрия на 33.7 кэВ на 4м канале СИ ВЭПП-3; 3) станция 1.3а для скоростной малоугловой дифрактометрии - Рентгеновское кино (DICSИ) на накопителе Сибирь-2.

Работа поддержана грантами РФФИ 05-03-08109-офи_a и Интеграционными проектами ОХНМ РАН (5.31) и СО РАН (4.8).

Исследования на пучке синхротронного излучения проводились в Сибирском Центре Синхротронного Излучения и в Курчатовском Центре Синхротронного Излучения.

МЕССБАУЭРОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ БЛИЖНЕГО АТОМНОГО ПОРЯДКА В ПОРОШКАХ Fe₂V

В.А.Баринов¹, В.А.Цурин¹, С.И.Новиков¹, И.Р.Шеин², В.Т.Суриков²

¹Институт физики металлов, 620219, Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, 18

²Институт химии твердого тела, 620041, Екатеринбург, ул. Первомайская, 91

e-mail: barinov@imp.uran.ru

Наряду со структурно-чувствительными методами исследования ближнего атомного порядка в твердом теле (SAS, DAS, EXAFS), важное значение имеет альтернативный подход, основанный на использовании ядерной γ -резонансной спектроскопии. Наиболее широкое распространение данный метод получил при выяснении механизма формирования ближнего порядка в расположении атомов в материалах на основе Fe, полученных в неравновесных условиях (метастабильные кристаллические и аморфные сплавы; структуры, модифицированные в процессе радиационного облучения или воздействия полей механических напряжений; наноструктуры, полученные при механосинтезе из элементарных компонентов). К сожалению, сильная зависимость мессбауэровских параметров от ряда факторов (число и тип ближайших атомных соседей; величина межатомных расстояний) не гарантирует адекватности описания ближнего порядка в исследуемом объекте и требует дополнительного подтверждения результатов другими методами.

В отличие от множества подобных публикаций неопределенности такого рода удаётся в значительной степени минимизировать за счет выбора объекта исследования (ОЦТ-фаза Fe₂V с единственным положением атомов железа Fe(8h) в ячейке); проведения исследований взаимного расположения атомов в структуре сплава Fe₂V только лишь для начальных стадий механического измельчения, т.е. высокой вероятности сохранения симметрии исходной кристаллической решетки.

Адекватность выбора той или иной неравновесной атомной конфигурации определялась из известных соотношений между величиной сверхтонкого поля H_{hf}^i и значениями параметров локального окружения атомов, установленных ранее для кристаллических и аморфных сплавов Fe–Me (Me = Si; C; B; P).

Результаты проведенного моделирования показывают, что формирование дополнительных мессбауэровских вкладов в низкополевой части ($H_{hf} \leq 23.6$ Тл) распределения плотности вероятности сверхтонких магнитных полей $P(H)$ сплава Fe₂V на ранних стадиях измельчения (3 ч) определяется локальными смещениями атомов и не требует введения дополнительных кристаллических фаз. В рамках представленной модели (ЛАС) установлено, что появление в распределении $P(H)$ Fe₂V при измельчении мессбауэровских вкладов, не являющихся характерными для тетрагональной структуры, обязано сокращению межатомных расстояний $\Delta r_{Fe-B}/r_{Fe-B} \leq 0.18$ для отдельных атомных конфигураций в пределах элементарной ячейки. Данный результат является новым и имеет принципиальное значение для моделирования ближнего атомного порядка в ГЦК решетке метастабильной фазы Fe₂₃V₆, полученной впервые в макроскопических объемах в состоянии, близком к монофазному.

ВОЗМОЖНОСТИ СТМ И АСМ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ АЛМАЗОПОДОБНЫХ α -С:Н ПЛЁНОК

А.С.Батурин¹, Е.В.Заведеев², В.Д.Фролов², А.А.Чуприк¹

¹ *Московский физико-технический институт (государственный университет)*
e-mail: nastya@lafeet.mipt.ru

² *Институт общей физики РАН*

В зависимости от технологии осаждения аморфные углеродные плёнки могут иметь различное соотношение алмазоподобных (sp^3 -гибридизация) и графитоподобных (sp^2 -гибридизация) связей в объёме. Плёнки с преимущественным содержанием углерода в sp^3 -гибридизации, то есть с высоким соотношением sp^3/sp^2 , называются алмазоподобными.

От соотношения sp^3/sp^2 зависят многие свойства алмазоподобных плёнок, а именно, механические, электрические, оптические, тепловые характеристики. Многие применения плёнок требуют создания структур нанометрового масштаба с определёнными типами связей. Поскольку sp^3 -связь является метастабильной конфигурацией по сравнению с sp^2 -связью, то существует ряд способов создания именно графитных наноструктур в алмазоподобных плёнках.

Перспективы использования таких структур являются многообещающими. Например, матрица проводящих наноразмерных каналов в непроводящей плёнке может служить катодной матрицей в автоэмиссионных экранах. Существующие способы локальной графитизации поверхности алмазоподобных плёнок имеют ряд недостатков. Например, метод воздействия лазерным излучением [1] имеет низкое пространственное разрешение. Метод воздействия на алмазоподобную плёнку высокоэнергетичными ионами [2] требует дорогостоящего оборудования. Наиболее перспективным представляется метод модификации алмазоподобных плёнок с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ), основанный на локальной инжекции электронов из СТМ-иглы. Однако исследования проводятся только с использованием сверхвысоковакуумных СТМ [3,4].

В данной работе отработана методика локальной СТМ-модификации алмазоподобных α -С:Н плёнок, осажденных на поверхности кремния, в аргоновой атмосфере (влажность 2-4 %). Исследования проводились на α -С: Н плёнках с толщинами 10 нм и 20 нм, отожженных в аргоновой атмосфере до разной температуры – 130 °С, 300 °С и 560 °С. Кроме того, методика локальной СТМ-модификации была автоматизирована, что позволило создавать структуры в α -С: Н плёнках контролируемым образом.

Также исследованы возможности атомно-силовой микроскопии (АСМ) для модификации α -С:Н плёнок. Проведён анализ факторов, влияющих на этот процесс, например, состав и влажность атмосферы, параметры АСМ-воздействия.

- [1] Seth J., Babu S. V., Ralchenko V. G., Kononenko T. V., Ageev V. P., Strelnitsky V. E. // *Thin Solid Films*, 1995.- V. 254.- P. 92.
- [2] Zollondz J.-H., Krauser J., Weidinger A., Trautmann C., Schwen D., Ronning C., Hofsaess H., Schultrich B.// *Diamond Relat. Mater.*, 2003.- V. 12.- P. 938.
- [3] Muehl T. // *Appl. Phys. Lett.*, 2004.- V.85.- P. 5727.
- [4] Mercer T.W., DiNardo N.J., Rothman J.B., Siegal M.P., Friedmann T.A., Martinez-Miranda L.J. // *Appl. Phys. Lett.*, 1998.- V. 72.- P. 2244.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОПОРОШКОВ ПАЛЛАДИЯ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

О.В.Белоусов, Р.В.Борисов, Ю.В.Салтыков

*Институт химии и химической технологии СО РАН г. Красноярск
Красноярский государственный университет
e-mail: ov_bel@icct.ru*

Наличие уникальных свойств нанодисперсных материалов, по сравнению с компактными веществами такого же состава, предопределило внимание к ним исследователей из различных областей – физики, химии, технологии. Несмотря на значительные успехи в области синтеза порошков с заданными свойствами, исследования их строения и различных физико-химических свойств, ряд вопросов остается открытым.

Количественные данные о зависимости физико-химических характеристик гетерогенных процессов от дисперсности, с одной стороны, позволят понять вклад этого фактора в невоспроизводимость различных литературных данных, а с другой, дадут возможность качественной оценки степени дисперсности порошков. Характерными особенностями металлов платиновой группы, в числе прочих, являются легкость, с которой они получают, и относительная их устойчивость нахождения в высокодисперсном состоянии. Зависимость термодинамических свойств от дисперсности удобно изучать с помощью измерения окислительно-восстановительных потенциалов. Важно отметить, что электрохимические измерения часто проводят с использованием “черненных” электродов без учета дисперсности. По нашему мнению, это является одной из причин расхождения литературных данных по значениям окислительно-восстановительных потенциалов пары $\text{PdCl}_4^{2-}/\text{Pd}$.

В настоящей работе измерены электрохимические характеристики электродов первого рода с участием порошков палладия, имеющих различную степень дисперсности. Критерием надежности получаемых данных служит подчинение уравнению Нернста. Установлено, что квазиравновесный потенциал пары $\text{PdCl}_4^{2-}/\text{Pd}^*$, с различными размерами кристаллитов (Pd^*) в диапазоне от 10 до 100 нм, удовлетворительно описывается уравнением Томсона, что говорит о влиянии дисперсности на электрохимический потенциал. Контроль структурных характеристик проводили методами полнопрофильного анализа рентгеновских линий и электронной просвечивающей микроскопии.

Изучение зависимости потенциала пары $\text{PdCl}_4^{2-}/\text{Pd}^*$ от температуры для высокодисперсного (размеры кристаллитов порядка 40 нм) и компактного порошков позволило определить термодинамические характеристики процесса укрупнения : $\text{Pd}^* \rightarrow \text{Pd}$

Измерения проводили в диапазоне температур 30-70°C. Верхний предел был ограничен возможностью изменения структурных характеристик палладиевой черни, нижний - замедленностью установления равновесия.

При применении циклической вольтамперометрии нами установлено, что площадь пиков катодного хода ЦВА кривых линейно зависит от количества металлического палладия и его дисперсности. По данным ЦВА проведена оценка площади поверхности высокодисперсного порошка палладия, которая показала хорошую сходимость с результатами рентгенофазового анализа.

МАГНИТОТЕРМОЭДС НАНОКОМПОЗИТОВ $\text{Co-Al}_2\text{O}_n + \text{O}_2$

В.А.Белоусов, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников, А.К.Федотов

Воронежский государственный технический университет
e-mail: vlad_belousov@bk.ru, kalinin@ns1.vstu.ac.ru

Исследованы зависимости термоэдс (S) от напряженности магнитного поля композитов $\text{Co-Al}_2\text{O}_n$, полученных в атмосфере аргона ($P_{\text{Ar}} = 4 \cdot 10^{-4}$ Торр) с добавлением кислорода при давлении $3,5 \cdot 10^{-5}$ Торр. Измерения проводились на пяти образцах нанокompозитов с содержанием металлической фазы кобальта (Co) в диапазоне 57,9 - 65,1 ат. %, т.е. лежащем в области реализации туннельной проводимости [1]. Исследование полевых зависимостей термоэдс проводилось путем помещения образца композита между катушками магнита, при этом его плоскость была параллельна приложенному полю. Диапазон изменения напряженности магнитного поля составлял 1-10 КЭ. Между концами образца поддерживался температурный градиент ~ 10 К, обеспечиваемый подачей напряжения от источника тока на один из двух нагревателей. При этом полевые исследования термоэдс проводились при температурах ~ 315 -320 К.

Для гранулированных композитов $\text{Co-Al}_2\text{O}_n$, расположенных до порога протекания, обнаружена зависимость термоэдс от магнитного поля, которая выражается в повышении абсолютных значений термоэдс при увеличении напряженности магнитного поля. Анализ полученных полевых зависимостей термоэдс показал их сходство с характерным видом туннельного магнитосопротивления. При этом, при уменьшении содержания Co в исследованных нанокompозитах от 65,1 до 57,9 ат. %, изменение термоэдс

$$\Delta S = \frac{|S_{10000}| - |S_0|}{|S_0|} \cdot 100 \%,$$

(где S_{10000} – величина термоэдс в магнитном поле напряженностью 10000 Э, S_0 – термоэдс в отсутствие магнитного поля) повышается от 8 до 48 %. Данное увеличение ΔS в исследованных нанокompозитах коррелирует с ростом их магнитосопротивления [2]. Опираясь на результаты проведенного эксперимента можно заключить, что повышение термоэдс, так же, как и повышение электрической проводимости, в композитах $\text{Co-Al}_2\text{O}_n$, связано со спин-зависимым туннелированием электронов из гранулы в гранулу. Полученные результаты могут служить подтверждением туннельной природы термоэдс в нанокompозитах типа металл-диэлектрик, расположенных до порога протекания [3].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 06-02-81035), гранта БелРФФИ (грант ФОбР-128).

- [1] Авдеев С.Ф., Стогней О.В., Ситников А.В. Температурная зависимость электросопротивления наногранулированных композиционных материалов // Сб. трудов XX межд. школы-семинара, 12 июня-16 июня 2006 г., Москва, С.1025-1027.
- [2] Стогней О.В., Ситников А.В., Калинин Ю.Е., Авдеев С.Ф., Копытин М.Н. // ФТТ, 2007, т.49, в.1, с.158-164.
- [3] Грановский А, Сато Х., Айоки Ю., Юрасов А. // ФТТ. - 2002. – Т. 44, №11. - С. 2001-2003.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА ТЕПЛОЕМКОСТЬ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКА – РЕЛАКСОРА $\text{PbMg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3}\text{O}_3$

В.С. Бондарев, М.В. Горев и К.С. Александров

Институт физики им. Л.В. Киренского СОРАН, Красноярск, 660038, Россия
e-mail: Vbondarev@yandex.ru

Соединение $\text{PbMg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3}\text{O}_3$ (PMN) принадлежит к семейству кислородных перовскитоподобных смешанных соединений и является классическим представителем материалов с релаксорным поведением. В этом соединении наблюдается широкий максимум ϵ вблизи $T_m \approx (250-270)\text{K}$ и сильная низкочастотная дисперсия диэлектрической проницаемости. Спонтанная поляризация наблюдается при низких температурах ($<250\text{K}$) только в поляризованных образцах при наложении электрического поля с напряженностью, большей некоторой критической величины, или при введении добавок PbTiO_3 .

В ряде структурных исследований было установлено, что PMN является весьма неоднородным материалом. Методом электронной микроскопии высокого разрешения были обнаружены химически упорядоченные (1:1) кластеры, в которых ионы Mg^{2+} и Nb^{5+} , находясь в кислородных октаэдрах, чередуются вдоль осей кубической решетки перовскита. Размеры этих кластеров составляют несколько десятков нм.

В результате калориметрических исследований в PMN было впервые обнаружено аномальное поведение теплоемкости при температуре образования полярных нанодоменов с ромбоэдрическим искажением решетки (температура Бёрнса), при температуре максимума диэлектрической проницаемости T_m , при температуре перехода T_c в сегнетоэлектрическое состояние с отличной от нуля макроскопической поляризацией. Переход при T_c в последнем случае наблюдается в электрических полях $E_K > 1.8\text{КВ/см}$.

Установлено, что величина изменения энтропии при T_d в PMN принимает большие значения (0.40-0.50)R, что свидетельствует о существенной роли процессов типа порядок – беспорядок в механизме структурных изменений. Определена объемная доля полярной фазы (20-30%). Этот результат хорошо согласуется с результатами структурных исследований. Однако изменение энтропии при индуцированном электрическим полем фазовом переходе довольно мало и составляет (0.025-0.030)R, что свидетельствует в основном об упорядочении ориентаций полярных нанодоменов.

Полученные результаты проанализированы в рамках сферической модели случайных связей - случайных полей, предложенной в последнее время для объяснения некоторых свойств релаксоров. Численные расчеты термодинамических характеристик, выполненные нами в рамках этой модели, проанализированы совместно с данными при нейтронных исследованиях в других работах.

Работа выполнена при финансовой поддержке ККФН-РФФИ (Грант N 05-02-97707-р-енисей-а) и гранта Президента Российской Федерации по поддержке ведущих научных школ (НШ-4137.2006.2).

РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ И НАМАГНИЧЕННОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ ПЛЕНОЧНЫХ НАНОСТРУКТУР (Fe/Si)_n

С.Н.Варнаков^{1,2}, J.Bartolome³, J.Sese⁴, С.Г.Овчинников¹,
С.В.Комогорцев¹, А.С.Паршин², Г.В.Бондаренко¹.

¹Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск,

²Сибирский государственный аэрокосмический университет
имени академика М.Ф. Решетнева, Красноярск,

³Instituto de Ciencia de Materiales de Aragón. CSIC-Universidad de Zaragoza, Zaragoza.
50009, Spain,

⁴Instituto de Nanociencia de Aragón. Universidad de Zaragoza. Zaragoza. 50009 Spain.

В пленочных наноструктурах Fe/Si наблюдаются такие свойства, как температурно-зависимое изменение параметра обменного взаимодействия [1], фотоиндуцированное изменение межслоевого обменного взаимодействия [2]. Задачей этой работы явилось исследование влияния толщины индивидуального слоя Fe на величину намагниченности и ее температурный ход, позволяющий оценить величину обменной константы в многослойных пленочных наноструктурах (Fe/Si)_n.

Образцы, исследуемые в данной работе, получены методом термического испарения в сверхвысоком вакууме на подложки монокристаллического кремния Si(100) и Si(111) при комнатной температуре на модернизированной установке молекулярно-лучевой эпитаксии «Ангара» [3]. Базовый вакуум в технологической камере составлял 10⁻⁷ Па.

Исследования температурного хода нормированной намагниченности многослойных структур, показали, что величина температурного градиента намагниченности увеличивается с уменьшением толщины слоя Fe.

При описании экспериментальных кривых M(T) мы воспользовались выражением учитывающим уменьшение намагниченности с ростом температуры за счет возбуждения тепловых спиновых волн:

$$M(T) = M_0(1 - BT^{3/2} - CT^{5/2})$$

С помощью аппроксимации экспериментальных зависимостей M(T) этим выражением, были определены величины M₀, B и C и изучено их изменение от толщины слоя Fe. Оказалось, что уменьшение толщины индивидуального слоя Fe приводит к значительному уменьшению намагниченности M₀ и росту константы Блоха B. Зависимость величины C от t_{Fe} носит сложный, немонотонный характер.

В докладе обсуждаются наблюдаемые эффекты.

Работа выполнена в рамках программы ОФН РАН «Спинтроника», комплексного интеграционного проекта СО РАН №3.5, проекта MAT2005/1272 of the Spanish MEC и при поддержке гранта Президента МК-4931.2006.2.

[1] G.J. Strijkers, J.T. Kohlhepp, H.J.M. Swagten, and W.J.M. de Jonge // Phys. Rev. Lett., 2000.- V. 84.- P. 1812.

[2] Г.С. Патрин, Н.В. Волков, В.П. Кононов // Письма ЖЭТФ, 1998.- Т. 68.- С. 287.

[3] С.Н. Варнаков, А.А. Лепешев, С.Г. Овчинников, и др. // ПТЭ, 2004.- Т. 6.- С. 252.

ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА В ПОРИСТОМ СТЕКЛЕ ПО ДАННЫМ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ

Р.Л.Вережинская

*Российский государственный педагогический университет им. А.И.Герцена
e-mail: verzhinskaya@mail.ru*

Разработан способ получения наноструктур серебра в пористых стеклах (ПС) с радиусами пор 4.5-80.0 нм, состоящий в циклическом повторении пропитки серий ПС водными растворами AgNO_3 разных концентраций с последующим обезвоживанием и восстановлением, что приводит к планируемому монотонному приросту массы серебряных наночастиц. При этом степень заполнения серебром внутренней поверхности ПС (θ) изменяется от 0.03 до 2.50 условных монослоев.

Данные измерений электропроводности (σ) систем Ag/ПС в диапазоне температур 293-413 К показали, что образцы с содержанием серебра до 1 условного монослоя ($\theta < 1$) высокоомны ($R > 10^8$ Ом) при напряженности поля $E < 100$ В/см, что согласуется с известным неомическим поведением островковых металлических пленок.

Для всех высокоомных образцов систем Ag/ПС выполнялась экспоненциальная зависимость электропроводности от обратной температуры в области 295-365 К. Энергия активации электропроводности E_A , вычисленная по тангенсу угла наклона прямых $\lg \sigma(1/T)$, характеризуется типичными для островковых металлических пленок низкими значениями. Небольшое, но закономерное уменьшение энергии активации по мере роста содержания серебра в поровом пространстве ПС определяется увеличением размеров кластеров Ag_n и снижением расстояний между ними.

Установленные особенности отвечают механизму активированного туннелирования, в соответствии с которым акту туннельного переноса электронов между островками металла предшествует преодоление ими потенциального барьера, близкого по порядку величины к энергии активации. Значения σ и E_A при этом сопоставляются с эффективной толщиной пленок. В денном случае координатой размерности служит степень заполнения серебром внутренней поверхности ПС (θ). Зависимость $E_A(\theta)$ линейна; экстраполяция ее к значению θ , соответствующему 1 монослою, дает $E_A = 0.025$ эВ, совпадающую с больцмановской энергией при комнатной температуре, что является прогнозом перехода от активированной к металлоподобной электропроводности при достижении $\theta = 1$. Признаком такого перехода является также наблюдаемое при этом резкое увеличение электропроводности и, что более важно, величина температурного коэффициента сопротивления (ТКС) этого перехода. Полученная для образцов с содержанием серебра $\theta = 1,02$; $\theta = 1,15$ и $\theta = 1,75$ зависимость $R(T)$ подтверждает, что ТКС положителен в указанном диапазоне температур.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ФУНКЦИИ НАНОАЛМАЗНЫХ ПОРОШКОВ В НИЗКОЧАСТОТНОМ ДИАПАЗОНЕ

Н.Н.Гаврилов¹, И.С.Ларионова², А.В.Окотруб¹

¹ИИХ СО РАН,

²ФГУП "ФНПЦ "Алтай"

e-mail: gavrilov@gorodok.net

Исследовалась диэлектрическая функция в диапазоне частот 5 Гц – 1 МГц порошков наноалмазов с различным размером фракции. Для измерения вещественной и мнимой частей диэлектрической проницаемости порошок помещался в конденсаторную ячейку. Непосредственно измерялся модуль падения напряжения на ячейке, по частотной зависимости модуля падения напряжения восстанавливалась зависимость вещественной и мнимой частей импеданса от частоты.

Показано, что дисперсия диэлектрической проницаемости для всех измеренных порошков начинается уже с частот в 5 Гц, такое же поведение характерно для ультрадисперсного непроводящего порошка дисульфида молибдена (для порошков с более крупными размерами твёрдых частиц дисперсии диэлектрической проницаемости в диапазоне частот 5 Гц – 1 МГц не наблюдалось). Показана зависимость характерной частоты дисперсии от размера фракции наноалмазных порошков. В то же время известно, что для кристаллических образцов алмаза низкочастотная дисперсия диэлектрической проницаемости нехарактерна (дисперсия диэлектрической проницаемости макроскопических алмазов начинается на частотах $\sim 10^{16}$ Гц и определяется механизмом электронной поляризации).

Характерная частота дисперсии зависит от массы частиц, участвующих в поляризации. Так, для электронной поляризации характерны частоты $\sim 10^{15} - 10^{16}$ Гц, для ионной поляризации $\sim 10^{12} - 10^{13}$ Гц, для дипольной поляризации $\sim 10^6 - 10^8$ Гц. Исходя из этого сделано предположение, что дисперсия определяется вкладом в поляризацию массивных агломератов алмазных частиц. Данный результат показывает, что измерение частотной зависимости диэлектрических характеристик наноалмазных порошков на низких частотах может использоваться для характеристики их размерных и микроэлектрических параметров.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ В СМЕСЯХ ПОРОШКОВ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ.

С.Д.Гилев, В.И.Мали

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск

Для изучения взрывного синтеза диборида магния выполнены измерения непосредственно в плоской ударной волне индуцированной проводимости порошков магния (Mg), бора (B) и смеси Mg+B. Порошок Mg (первоначально непроводящий) при сжатии в ударной волне приобретает макроскопическую проводимость. Порошок B в ударной волне остается диэлектриком. Получены экспериментальные записи для смеси Mg+B. Характер записей напряжения в измерительной ячейке существенно варьируется при изменении интенсивности нагружения. В слабой ударной волне распределение электропроводности по слою ударно-сжатой смеси практически однородно. В сильной ударной волне электропроводность смеси существенно неоднородна. Электропроводность максимальна вблизи ударного фронта и уменьшается вглубь ударно-сжатого вещества. Пространственное распределения электропроводности в этом случае указывает на появление плохопроводящей фазы, которой может быть химическое соединение магния и бора. Время существования высокой проводимости обнаруживает сильную зависимость от ударного давления, уменьшаясь при росте ударного давления. Изменение характера зависимости времени существования высокой проводимости от резкого падения до “плато” соответствует давлению $P \approx 3.5 \text{ ГПа}$. Такое поведение указывает на пороговый характер взаимодействия между реагентами. Полученное значение порогового давления совпадает с началом диапазона давлений ($\geq 3 \text{ ГПа}$), при которых экспериментально синтезирован диборид магния из элементов в цилиндрических ампулах.

Работа выполнена при поддержке гранта НШ-9019.2006.1.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ РЭМ И СЗМ

И.Г. Григоров¹, Н.А. Хлебников¹, Е.В. Поляков¹, С.В. Борисов¹,
В.Н. Красильников¹, Л.Н. Ромашев², Ю.Г. Зайнулин¹

1) *Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург*

2) *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

e-mail: grigorov@ihim.uran.ru

В данной работе предлагается методика определения механизма структурообразования дисперсных систем, позволяющая максимально исключить влияние на их исходную структуру способов приготовления проб для их исследований методами растровой электронной и сканирующей зондовой микроскопии. Суть методики заключается в том, что специально подготовленная токопроводящая или диэлектрическая подложка со средней квадратичной шероховатостью поверхности порядка 1 нм опускается в раствор с исследуемым дисперсным веществом [1-4]. Время нахождения подложки в растворе и его концентрация обеспечивают нужный количественный уровень осаждаемого на поверхность подложки дисперсного вещества. Исследуемое вещество (материал) из раствора может осаждаться на подложку либо в виде отдельных дисперсных частиц (рис. 1), либо в виде пленки.

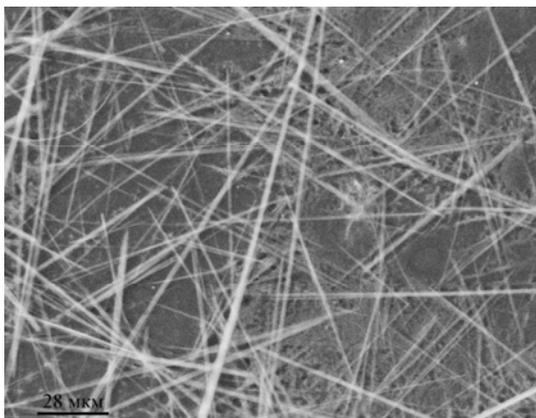


Рис. 1. Изображение вискероов на основе гликолята титана, осажденных на полимерную мембрану с TiN покрытием [4, 5].

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта НШ 8380.2006.3

[1] Ромашев Л.Н., Григоров И.Г. и др.

Структура слоев и интерфейсов в эпитаксиальных сверхрешетках ... // Тезисы «НАНО-2004». М.: ИМЕТ РАН, 2004. С. 208.

[2] Хлебников Н.А., Григоров И.Г. и др. Исследование морфологии нанопорошков туннельным сканирующим микроскопом СММ 2000Т. // Тезисы МНК «Химия твердого тела и современные микро- и нанотехнологии». Кисловодск, 2005. С. 177-178.

[3] Ромашев Л.Н., Григоров И.Г., Логинов Б.А. Исследования с помощью сканирующей зондовой ... // Тезисы докладов XII Национальной конференции по росту кристаллов. Москва, 2006. С. 490.

[4] Григоров И.Г., Борисов С.В. и др. Особенности формирования нитридных пленок на полимерной поверхности. // Тезисы докладов VI семинара СО РАН – УрО РАН «Термодинамика и материаловедение», Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН, 2006. С. 42.

[5] Красильников В.Н., Штин А.Н. и др. Синтез гликолята титана и его использование в целях получения TiO_2 и $TiO_{2-x}C_x$ в виде наноразмерных протяженных объектов. // Там же. С. 91.

ОЦЕНКА РАЗРЕШАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ СКАНИРУЮЩЕГО ЗОНДОВОГО МИКРОСКОПА СММ2000АТ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ СКАНЕРОВ РАЗНОЙ КОНСТРУКЦИИ

И.Г.Григоров¹, Л.Н.Ромашев², Б.В.Логинов³, Ю.Г.Зайнулин¹

¹ *Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург*

² *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

³ *Московский государственный институт электронной техники, Зеленоград*
e-mail: grigorov@ihim.uran.ru

Для оценки разрешающей способности сканирующего зондового микроскопа (СЗМ) СММ2000А (атомно-силовой режим работы) использовали сканеры с максимальным полем сканирования 3х3 мкм (сканер расположен под углом к вертикальной оси) и 50х50 мкм (сканер расположен параллельно вертикальной оси), при этом в обоих вариантах образец перемещается сканером, а зонд (кантилевер) неподвижен. При этом в качестве тестовых образцов использовали подложки из ситалла и сапфира, как без металлического покрытия, так и с покрытием слоем Cr, осажденным на подложку методом молекулярно-лучевой эпитаксии [1], а также полимерные мембраны без проводящего покрытия и с покрытием из TiN, осажденным на подложку методом ионно-плазменного напыления [2, 3].

Для оценки разрешающей способности СЗМ СММ2000Т (туннельный режим работы) использовали: сканеры с максимальным полем сканирования 3х3 мкм и 6х6 мкм (сканер расположен под углом к вертикальной оси), когда исследуемый образец неподвижен, а зонд (игла) перемещается по поверхности образца сканером; сканер с максимальным полем сканирования 50х50 мкм (сканер расположен параллельно вертикальной оси), когда игла неподвижна, а образец перемещается сканером. При этом в качестве тестовых образцов использовали те же самые подложки из ситалла и сапфира с покрытием из Cr, и полимерные мембраны с покрытием из TiN.

Исследования показали, что в атомно-силовом режиме эффективней использовать микроскоп с расположенным параллельно вертикальной оси сканером, хотя по разрешающей способности ($\sim 1\text{\AA}$) он и уступает микроскопу со сканером 3х3 мкм. В туннельного режиме наилучшую эффективность и разрешающую способность показал микроскоп со сканером 3х3 мкм ($\sim 0.1\text{\AA}$), а худшую со сканером 50х50 мкм ($\sim 5\text{\AA}$).

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 05-02-08169-офи_а и НШ 8380.2006.3.

- [1] Ромашев Л.Н., Григоров И.Г., Логинов Б.А. Исследования с помощью сканирующей зондовой микроскопии эволюции поверхности сверхрешеток Fe/Cr при изменении толщины слоев. // Тезисы докладов XII Национальной конференции по росту кристаллов. Москва, 2006. С. 490.
- [2] Григоров И.Г., Борисов С.В. и др. Особенности формирования нитридных пленок на полимерной поверхности. // Тезисы докладов VI семинара СО РАН – УрО РАН «Термодинамика и материаловедение», Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН, 2006. С. 42.
- [3] Григоров И.Г., Н.А. Хлебников и др. Сравнительный анализ микрорельефа поверхности методами РЭМ, СТМ и АСМ. // Там же. С. 46 .

**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ МЕТОДОВ АНАЛИЗА ДЛЯ
ИЗУЧЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ ХРОМАТОВ СЕРЕБРА И СВИНЦА В
ОБРАТНОМИЦЕЛЛЯРНЫХ СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ
TRITON N-42 И АОТ**

М.Г.Демидова, А.И.Булавченко и А.В.Алексеев

Институт неорганической химии им.А.В.Николаева СО РАН
e-mail: demidova@che.nsk.su

Предложен способ получения наночастиц хроматов серебра и свинца в обратномиицеллярных растворах Triton N-42 (оксиэтилированный нонилфенол со средней степенью оксиэтилирования четыре) и АОТ (натриевая соль диоктилового эфира сульфоянтарной кислоты) в декане. Он заключается в последовательной инъекции в органическую фазу водных растворов хромата калия и нитратов металлов с последующим кратковременным перемешиванием.

Изучение процесса образования наночастиц проводили спектрофотометрическим методом в ультрафиолетовой и видимой областях спектра. Преимуществом метода является возможность спектрально разделить хромат-ион и его малорастворимые соли. Впервые установлено, что образование наночастиц хроматов серебра и свинца сопровождается появлением в спектре экситонной полосы поглощения, с λ равной 435; 382 нм и $\epsilon = 3.7; 4.7 \times 10^3$ см/моль л, соответственно. Форма полосы зависит от природы ПАВ, а её ширина растёт с концентрацией реагентов в солюбилизированной водной фазе (солюбилизате), что указывает на увеличение диапазона размеров образующихся наночастиц. Для Triton N-42 отмечена полнота протекания процесса и устойчивость мицеллярных растворов наночастиц в течение нескольких месяцев. В случае АОТ его сульфогруппа конкурирует с хромат-ионом в реакциях с катионами серебра и свинца, что приводит к незначительному образованию наночастиц и низкой устойчивости растворов. Верхняя по концентрации реагентов в солюбилизате граница устойчивости мицеллярных растворов ($10^{-3} - 10^{-2}$ М) коррелирует с величинами K_S хроматов серебра и свинца. На примере Triton N-42 и хромата серебра изучено влияние характеристик мицеллярного раствора на процесс образования наночастиц. Его эффективность зависит как от концентрации ПАВ, так и от концентрации воды (солюбилизационной ёмкости). Однако более заметный вклад вносит вода. Возрастание доли объёмной воды в солюбилизате приводит к увеличению полноты протекания процесса. Установлено определяющее влияние параметра $W = [H_2O]/[ПАВ]$. Показано, что образование наночастиц протекает количественно при $W \geq 6$, при его меньших значениях лишь частично, либо не происходит вообще ($W \leq 2$).

Для идентификации наночастиц их выделяли разрушением мицеллярного раствора при добавлении бензилового спирта. Методами пламенной атомно-абсорбционной спектроскопии и рентгенофазового анализа показано, что независимо от природы ПАВ состав частиц отвечает Ag_2CrO_4 и $PbCrO_4$ и они изоструктурны кристаллическим фазам PDF №26-952 и №38-1363. Согласно оценке области когерентного рассеивания средний размер частиц равен 10 и 20 нм, что соответствует размерам мицелл, образованных ПАВ. Полученные данные подтверждены методом просвечивающей электронной микроскопии, с помощью которой получена дополнительная информация о функции распределения наночастиц по размерам.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ №05-03-32308.

ДИАГНОСТИКА ФОСФАТСОДЕРЖАЩИХ НАНОМАТЕРИАЛОВ ПРИ ПОМОЩИ МЕТОДОВ МАЛОУГЛОВОГО РЕНТГЕНОВСКОГО РАССЕЯНИЯ И ИМПЕДАНСНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Ю.С.Дзязько¹, Ю.П.Гомза², С.Д.Несин²

¹Институт общей и неорганической химии им. В.И. Вернадского НАН Украины, Киев, Украин, e-mail: dzyazko@ionc.kar.net

²Институт химии высокомолекулярных соединений НАН Украины, Киев, Украина

Перспективность использования неорганических гранулированных ионообменных фосфорнокислых наноматериалов аморфной модификации в электромембранных процессах, таких как электродеионизация [1], ограничена фрагментацией гранул под влиянием электрохимически стимулированных кислотно-основных реакций, которые происходят не только на поверхности мембран, но и непосредственно на поверхности частиц ионита [2]. Химическая нестабильность аморфных неорганических наноматериалов предположительно обусловлена их многоуровневой структурой, формирующейся в ходе синтеза [3]. В связи с этим актуальной является задача исследования морфологических особенностей неорганических ионитов и поиск путей направленного влияния на эти особенности непосредственно на стадии синтеза.

Структура неорганических наноматериалов была исследована методом малоуглового рентгеновского рассеяния. Для моделирования профилей полученных кривых использовали метод глобальных унифицированных экспоненциальных функций, позволяющий моделировать рассеяние многоуровневыми фрактальными структурами. Подгонкой модельных кривых к экспериментальным определялись такие структурные параметры, как тип фрактальных агрегатов (массовые или поверхностные), фрактальная размерность, размеры агрегатов и число первичных частиц низшего уровня во фрактальных агрегатах более высокого масштабного уровня. На основании полученных результатов определены условия синтеза, которые способствуют образованию преимущественно массовых фракталов. Показано, что материалы с такой морфологией характеризуются более высокой химической стабильностью по сравнению с многоуровневыми.

Установлено, что действительная составляющая электрической проводимости (σ') фосфорнокислых ионитов с многоуровневой структурой характеризуются дисперсией в области частот 10^{-2} - 10^6 Гц, что затрудняет идентификацию проводимости на постоянном токе (σ_{dc}) и проводимости межзеренных контактов. Тем не менее, диапазоны преимущественного влияния проводимости объема материала, межзеренных границ и границы электрод-материал были определены путем анализа частотных зависимостей действительной и мнимой составляющих импеданса, комплексной диэлектрической проницаемости и комплексного электрического модуля. Путем моделирования частотных зависимостей σ' по уравнению Йончера найдены величины σ_{dc} .

[1] L.M. Rozhdestvenska, Yu.S. Dzyazko, V.N. Belyakov // Desalination, 2006.- V.198.- P. 247.

[2] S.G. Bogdanov, E.Z. Valiev et al. // J. Phys.: Condens. Matter, 1997.- V. 9.- P. 4031.

[3] V. D. Grebenyuk, V. M. Linkov et al. // J. Appl. Electrochem., 1998.- V. 28.- P. 1189.

**ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ ЭПОКСИДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ
С УГЛЕРОДНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ В ДИАПАЗОНЕ
ТЕМПЕРАТУР ОТ -150°C ДО 150°C .**

Л.Е.Евсеева, С.А.Танаева

*Национальная Академия наук Беларуси
Институт тепло- и массообмена им. А.В.Лыкова
220072 г.Минск, ул.П.Бровки 15
e-mail: tanaeva@itmo.by*

Полимерные нанокompозиты представляют собой радикальную альтернативу обычным наполненным полимерам. Существуют три главных составляющих в любом композите: матрица, армирующий наполнитель и межфазная область со свойствами, отличными от основной матрицы из-за ее близости к поверхности наполнителя. В противоположность обычным композитам, где размеры наполнителя порядка микрон, в полимерных нанокompозитах наполнитель имеет размер порядка нанометров, и его содержание может быть намного меньше (менее 1%), причем свойства оказываются часто даже лучше, чем у обычных полимерных композитов с высоким содержанием наполнителя. Другой отличительной чертой нанокompозитов является тот факт, что практически вся матрица в нанокompозите переходит в состояние межфазного слоя.

В последние годы активно идет исследование углеродных нанотрубок как перспективных материалов для электроники и высокопрочного армирования конструкционных материалов. Одними из важнейших характеристик таких материалов являются теплопроводность и теплоемкость.

В данной работе представлены результаты исследования температурной зависимости коэффициента теплопроводности полимерных нанокompозитов на основе эпоксидной смолы с углеродными нанотрубками в качестве наполнителя, а также порошков используемых углеродных нанотрубок, в температурном диапазоне от -150°C до 150°C .

Коэффициент теплопроводности нанопорошков намного меньше ожидаемых значений для углеродных нанотрубок, получаемых путем математического моделирования. Это связано с тем, что в порошке нанотрубки расположены хаотично, и их упаковка достаточно неплотная. Образцы получаются высокопористыми, что существенно снижает коэффициент теплопроводности. Спекание порошков значительно увеличивает коэффициент теплопроводности, обнаруживая сильную анизотропию относительно направления прессования.

Показано, что введение углеродных нанотрубок в эпоксидную смолу, даже в очень малых количествах (0,1%), приводит к существенному увеличению коэффициента теплопроводности нанокompозита по сравнению с ненаполненной смолой. Но несмотря на то, что углеродные нанотрубки можно рассматривать как сверхпроводники тепла, это не значит, что они могут иметь такой же высокий уровень теплопроводности, будучи интегрированными в другие материалы. Поскольку у атомов, формирующих углеродные нанотрубки, частота колебаний намного выше, чем у атомов окружающего материала, это приводит к большому термическому сопротивлению на границе между нанотрубками и другими компонентами материала. Поэтому теплопроводность полимеров с нанотрубками в качестве наполнителя оказывается намного ниже ожидаемой.

ЭЛЕКТРОН-ФОНОННОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В МОНОСЛОЕ НАТРИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ Cu(111)

С.В.Еремеев¹, Г.Г.Русина¹, С.Д.Борисова¹, Е.В.Чулков²

¹ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
e-mail: eremeev@ispms.tsc.ru

² *Departamento de Fisica de Materiales and Centro Mixto CSICUPV/EHU; Donostia International Physics Center (DIPC), San Sebastian, Spain*

Динамика возбуждённых электронов и дырок в квантовых ямах в ультратонких плёнках на металлических поверхностях в последнее время является предметом интенсивных экспериментальных исследований [1-5]. Несколько теоретических расчётов многочастичных вкладов (электрон-электронного и электрон-фононного) было проведено для монослойного покрытия натрия на Cu(111) [5,6]. Однако электрон-фононное взаимодействие рассматривалось в приближении очень простых моделей фононного спектра: модели Эйнштейна [6] или модели Дебая [5]. В настоящей работе мы провели микроскопический расчёт электрон-фононного ($e-p$) вклада для дырочного состояния квантовой ямы для монослойной плёнки Na на Cu(111), имеющей кристаллическую структуру $(3/2 \times 3/2)$. Для вычисления равновесной атомной структуры и фононного спектра использовались межатомные потенциалы, построенные в методе погруженного атома. Одноэлектронные состояния были получены из решения уравнения Шрёдингера с модельным потенциалом, предложенным в [5]. Фононный вклад во время жизни состояний может быть выражено в терминах спектральной функции Элиашберга $\alpha^2 F(\omega)$ [7]. Мы использовали приближение квазиупругого рассеяния, которое позволяет вычислять Γ_{e-p} и λ с единой функцией Элиашберга для эмиссионных и абсорбционных процессов. Было найдено, что параметр $e-p$ взаимодействия λ для Na($3/2 \times 3/2$)/Cu(111) не сильно уменьшается по сравнению со значением для чистой поверхности, хотя он в основном определяется совершенно другими фононными модами. Если основной вклад в λ на чистой поверхности определяется Рэлеевской модой, то в системе Na($3/2 \times 3/2$)/Cu(111) эта мода существенно ослабляется и λ в значительной степени определяется вкладами от колебаний локализованных на атомах натрия. Соответствующий электрон-фононный вклад Γ_{e-p} в уширение спектральной линии поверхностного состояния при нулевой температуре уменьшается в полтора раза по отношению к значению на чистой поверхности.

- [1] T.C.Chiang // Surf. Sci. Rep., 2000.- V. 39.- P. 181.
- [2] M.Milun, P.Pervan, and D.P.Woodruff // Rep. Prog.Phys., 2001.- V. 65.- P. 99.
- [3] P.M.Echenique, R.Berndt, E.V.Chulkov, et.al. // Surf. Sci. Rep. 2004.- V. 52.- P. 219.
- [4] J. Kliewer, R. Berndt // Phys. Rev. B, 2001.- V. 65.- P. 035412 .
- [5] E.V.Chulkov, J.Kliewer, R.Berndt, et.al. // Phys. Rev. B, 2003.- V. 68.- P. 195422.
- [6] B.Hellsing, J.M.Carlsson, L.Wallden, S.-Å.Lindgren // Phys. Rev. B., 2000.- V. 61.- P. 2343.
- [7] G. Grimvall, The Electron-Phonon Interaction in Metals.North-Holland, New York, 1981.

КОМПЛЕКС ОПТИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ ПРОЦЕССА ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ НАНО ПОКРЫТИЙ

А.В.Еськов, В.И.Яковлев, А.В.Афанасьев, П.В.Болдырев

*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
e-mail: alesc@newmail.ru*

Анализ некоторых характеристик и процессов соединения материалов, наносимых газотермическим напылением, подтверждает преимущества детонационно-газовых покрытий, среди которых можно выделить высокую адгезию покрытия с напыляемой поверхностью, низкую пористость. В процессе получения nano покрытий детонационными методами важной задачей является контроль параметров гетерогенного потока напыляемых частиц и его взаимодействие с подложкой. В Алтайском научно-инновационном центре порошковых технологий при АлтГТУ им. И.И. Ползунова в составе комплекса оптического контроля процесса напыления покрытий на установке ДГН «Катунь М» применяется цифровая быстродействующая система ввода изображений VS-СТТ-285/Х/Е-2001/М, производства ЗАО «НПК Видеоскан», г. Москва совместно с аппаратурой установки времени задержки синхроимпульса, вырабатываемого оптическим датчиком по появлению пламени на срезе ствола установки.

Система ввода изображений VS-СТТ-285 применялась при съемке процесса вылета газовых продуктов детонации из ствола установки без напыляемых частиц, где регистрировались скачки уплотнения вытекающего газа с определенной периодичностью, имеющую временную зависимость. Так же отмечается заметно более высокая яркость летящих частиц порошка по сравнению с яркостью газа без частиц порошка и практически отсутствующее влияние газовых уплотнений на изменение траекторий частиц.

Зная масштаб изображения, по длине треков частиц и времени экспозиции $T_{\text{экс}}=35,5\text{мкс}$ определялась скорость частиц в потоке, которая составила в среднем более 1400 м/с для времени $T=1-5\text{мс}$, через каждые 500 мкс. Рассчитывая длину трека, в данной работе предполагается, что трек остается от одной частицы. Некоторые треки имеют периодически повторяющиеся пульсации яркости, что объясняется вращением частиц вокруг оси, параллельной оси потока, обусловленное форм-фактором частиц. Приведенные выше утверждения носят гипотетический характер и подлежат дальнейшим исследованиям на установках с отличной от «Катунь-М» конфигурацией внутренних камер и ствола.

Определяя ширину потока на расстоянии 100 мм от среза ствола на каждом изображении для $T=0-5\text{мс}$ через каждые 500 мкс, рассчитывался корневой угол потока частиц. Для установки ДГН «Катунь М» эмпирически была получена зависимость корневого угла α от времени

$$\alpha = \frac{L}{2d} \exp\{-0,2t\},$$

где L – длина ствола пушки, d – диаметр выходного сечения ствола, t – время развития потока.

Применение системы ввода изображения в ЭВМ VS-СТТ-285/Х/Е-2001/М и ей подобных дает возможность разрабатывать методы контроля геометрических параметров потока, скоростей и яркостной температуры частиц на подложке и в потоке в режиме реального времени.

КАЛОРИМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАСТВОРЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ ГАЛОГЕНИДОВ СЕРЕБРА В ОБРАТНЫХ МИЦЕЛЛАХ АОТ И В ВОДНЫХ РАСТВОРАХ

И.М.Иванов, А.И.Булавченко

*Российская академия наук, Сибирское отделение
Институт неорганической химии им. Николаева, Новосибирск
e-mail: bulavch@che.nsk.su*

Цель работы заключалась в использовании микрокалориметрии для исследования свойств наночастиц галогенидов серебра, получаемых мицеллярным синтезом. Мицеллярные растворы солей готовили инъекционной солубилизацией их водных растворов в исходный раствор АОТ в декане. Для получения мицеллярного раствора наночастиц AgCl смешивали равные объемы мицеллярных растворов AgNO₃ и KCl. При растворении смешивали мицеллярные растворы AgCl и комплексообразователя. Содержание водной фазы во всех мицеллярных растворах было 4 % об.

Измерение теплового эффекта реакции проводили на дифференциальном микрокалориметре. Измерительная ячейка объемом 8 мл помещалась в подвижный блок. Ячейка разделена на две части, в которые помещали исходные растворы или коагуляционные осадки. Определены мольные тепловые эффекты образования и растворения наночастиц AgCl и AgBr в мицеллярной системе АОТ и коагуляционных осадков в водных растворах для реакций: AgNO₃ + KCl = AgCl (1); AgNO₃ + KBr = AgBr (2); AgCl + Tio = Ag(Tio) (3); AgCl + TS = Ag(TS) (4); AgCl + Br⁻ = AgBr + Cl⁻ (5), где Tio-(NH₂)₂CS; TS- Na₂S₂O₃.

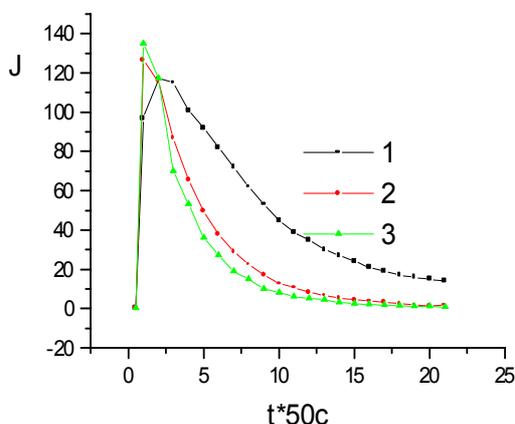


Рис. Реакции замещения ионов Cl на Br в частицах AgCl: 1. (AgCl + KBr) в H₂O; 2 (AgCl + KBr) в АОТ; 3 (AgNO₃ + KCl) в АОТ

растворах. Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта № 05-03-32308).

ИССЛЕДОВАНИЕ АКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ НАНОПОРОШКОВ С ПОМОЩЬЮ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНО-ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА И ТЕРМОАКУСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

Е.В.Ивченко¹, А.П.Астанкова¹, В.В.Погребенкова¹, Е.О.Клименко¹
В.В.Ан¹, Ш. де Изарра²

¹Томский политехнический университет
e-mail: ivtchenko@rambler.ru, nanolab@hvd.tpu.ru

²Орлеанский университет
e-mail: Charles.De_Izarra@univ-orleans.fr

Нанопорошки (НП), полученные с помощью электрического взрыва проводников, являются полидисперсными системами с высокой реакционной способностью [1,2]. Цель данной работы - изучение активности электровзрывных нанопорошков методами дифференциально-термического анализа, а также термоакустического эффекта при воздействии на них лазерного излучения.

Для исследования были выбраны четыре типа НП металлов: алюминий, железо, никель и медь. Выбор этих металлов связан с тем, что сплавы на их основе в будущем заменят дорогостоящие материалы, запасы которых исчерпываются. Образцы нанопорошков были получены в среде аргона на установке УДП-4Г ФГНУ «НИИ высоких напряжений» и исследованы методами электронной микроскопии, дифференциально-термического анализа (ДТА) и термоакустического эффекта (ТАЭ).

ДТА исследуемых нанопорошков проводился на термоанализаторе Setaram Labsys TG-DSC 16, скорость нагрева составляла 10°C/мин, атмосфера – воздух. Для экспресс-анализа образцов определялись следующие параметры активности: температура начала окисления (T_n , °C), максимальная скорость окисления ($v_{ок}$, мг/с), степень превращения в определенном температурном интервале (α , %), приведенный (условный) тепловой эффект (S/ Δm) [1]. Из исследуемых образцов наиболее термически устойчивым является нанопорошок алюминия ($T_n=540^\circ\text{C}$), а наименее устойчивым - нанопорошок никеля ($T_n=318^\circ\text{C}$).

Методом ТАЭ были определены коэффициенты поглощения лазерного излучения исследуемых образцов, построены корреляционные зависимости коэффициентов от степени их компактирования. Эксперименты проводили с использованием CO₂-лазера фирмы Synrad 48, частота излучения 10 кГц, напряжение 35 В, сила тока 5 А. Амплитуду термоакустического сигнала регистрировали цифровым преобразователем (Digital Lock-in Amplifier SR850). Показано, что с увеличением степени компактирования нанопорошков амплитуда сигнала снижается, что связано с увеличением коэффициента отражения.

Работа проведена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 06-08-00707).

- [1] А.П. Ильин, А.А. Громов, Г.В. Яблуновский Об активности порошков алюминия // Физика горения и взрыва, 2001.- Т.37, №4.- С. 58 – 62
[2] О.Б. Назаренко Электровзрывные нанопорошки: получение, свойства, применение. Изд-во Томского университета, 2005, 148 с.

МЕТОД И УСТРОЙСТВО ДЛЯ ДИСПЕРГАЦИИ И КЛАССИФИКАЦИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ

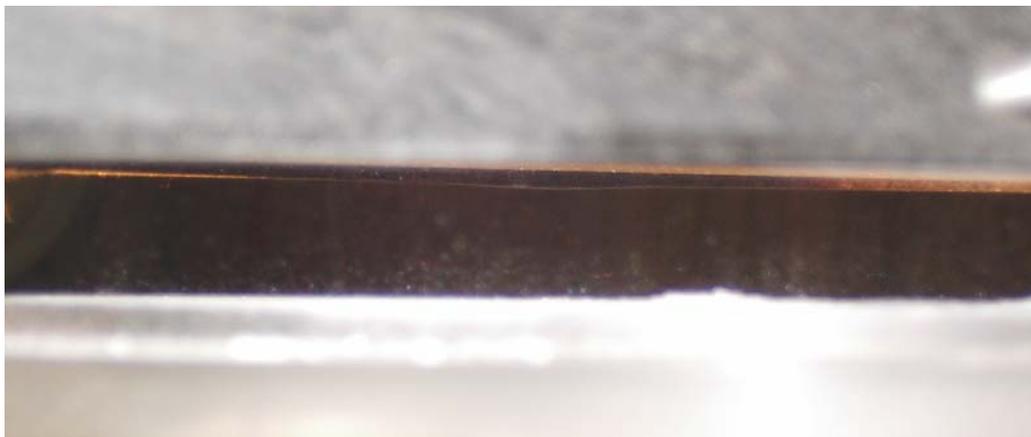
А.Ф.Ильющенко, Л.П.Пилиневич, В.В.Савич, М.В.Тумилович

ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАН Беларуси
e-mail: Pile.pora@tut.by

Разработан метод и устройство для диспергации и классификации наноразмерных порошков с использованием эффекта электродинамического псевдооживления (ЭДПО).

Теоретически обоснована возможность применения эффекта ЭДПО для классификации наноразмерных порошков. Исходя из того, что метод обеспечивает псевдооживление частиц твердой фазы, то, регулируя параметры электрического поля, газокинетические характеристики газовой фазы, в которой осуществляется процесс, конструктивные параметры системы электродов, можно добиться состояния псевдооживления для частиц одного определенного размера (узкой фракции) в диапазоне 0,05-50 мкм. Обеспечивая отвод этих частиц из области псевдооживления, можно обеспечить классификацию наноразмерных порошков на узкие фракции.

Экспериментально исследован процесс классификации по размерам порошков, в том числе и наноразмерных методом ЭДПО. Показана возможность ввода в состояние псевдооживления частиц с размером от 50 нм до 50 мкм различного химического состава, модифицируя характеристики материала и конструктивные параметры системы электродов, изменяя интенсивность электрического поля в зоне электродинамического псевдооживления от 0,01 до 15 МВ/м, а также показана возможность управляемого удаления из межэлектродной зоны отклассифицированного порошка.



Состояние нанопорошка Y в экспериментальной установке ЭДПО при напряжении на электродах $U=12$ кВ и зазоре между ними 8 мм

Обнаружена зависимость порога начала режима осцилляций от адгезионных сил между частицами порошка и электродами, а также существенный вклад капиллярных сил, которые образованы слоями адсорбированной влаги на частицах, на процесс осцилляции. Показано, что методом ЭДПО можно выделить из полидисперсного узкую фракцию порошка, в диапазоне размеров частиц в диапазоне 50 нм - 50 мкм. Данный метод можно использовать не только для классификации порошка, но также для диспергации и дезагрегации конгломератов наночастиц.

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ МУЛЬТИСЛОЙНЫХ СТРУКТУР КОМПОЗИТ-ПОЛУПРОВОДНИК

Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников, К.А.Ситников

Воронежский государственный технический университет
e-mail: kalinin48@mail.ru

Композиты металл-диэлектрик являются перспективными материалами для использования в ВЧ- и СВЧ-диапазоне электромагнитных излучений. Однако незначительная энергия магнитного взаимодействия между изолированными монодоменными наногранулами в диэлектрической матрице приводит к суперпарамагнитному состоянию при комнатной температуре, что существенно снижает величину комплексной магнитной проницаемости гетеросистемы. Усиление магнитного взаимодействия в таких структурах может быть осуществлено через спины электронов проводимости между соседними гранулами.

Нами проведены измерения комплексной магнитной проницаемости наноразмерных мультислойных структур $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\alpha\text{-Si:H}]_{30}$ и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{45}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{55}/\alpha\text{-Si:H}]_{30}$ на частоте 50 МГц от толщины полупроводниковой прослойки. Многослойные структуры были получены методом одновременного ионно-лучевого распыления на вращающиеся ложки двух мишеней: 1 - составной из металлического сплава $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ с навесками Al_2O_3 и 2 - Si. Непрерывное распределением толщины полупроводниковой прослойки вдоль продольной оси 5 ситалловых подложек размером 48*60 мм реализовано за счет V-образного экрана между мишенью Si и подложкодержателем. Толщины монослоев композита составляли 2-3 нм, тогда как прослойка $\alpha\text{-Si:H}$ изменялась от 0,5 до 2,5 нм.

Измерения удельного электрического сопротивления (ρ) показали, что при толщине прослойки полупроводника (h_{Si}) $\approx 1,5$ нм наблюдается резкое уменьшение ρ наномультислойной структуры, как для композита до порога протекания $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}$, так и для композита после порога протекания $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{45}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{55}$. Такое поведение связано с образованием непрерывной пленки $\alpha\text{-Si:H}$ на поверхности композиционной прослойки. Величина действительной части комплексной магнитной проницаемости (μ') на частоте 50 МГц также претерпевает резкое увеличение для аналогичных толщин полупроводниковой прослойки исследуемых систем. Мнимая часть комплексной магнитной проницаемости (μ'') наноразмерных мультислойных структур $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\alpha\text{-Si:H}]_{30}$ и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{45}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{55}/\alpha\text{-Si:H}]_{30}$ имеет хорошо выраженный максимум при $h_{\text{Si}} \approx 1.25$ нм. Надо заметить, что для композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}$, $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{45}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{55}$ значения величин μ' и μ'' является величиной значительно ниже, чем измеренные максимальные значения в наномультислойных структурах. Наблюдаемое поведение комплексной магнитной проницаемости исследуемых наноразмерных мультислойных структур связывается с усилением магнитного взаимодействия ферромагнитных гранул аморфного ферромагнитного сплава $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ через электроны проводимости полупроводниковой прослойки.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 06-02-81035) и гранта МО и CRDF (проект PG 05-010-1)

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И НАБЛЮДЕНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ Al–Zn С ПОМОЩЬЮ ВЫСОКОРАЗРЕЩАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

О.А.Когтенкова¹, Б.Б.Страумал¹, С.Г.Протасова¹, Т.Чеппе², П.Земба²

¹ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка,*

² *Институт металлургии и металловедения ПАН, 30059 Краков, Польша*
e-mail: koololga@issp.ac.ru

Сверхпластичность нанокристаллических сплавов на основе цинка вблизи линии солидуса связана с зернограничными фазовыми переходами: образованием на границах равновесных прослоек жидкоподобной фазы.

В системе Al–Zn были изучены зернограничные фазовые переходы смачивания на поликристаллах с различным содержанием цинка. Были определены минимальная и максимальная температуры зернограничного фазового перехода смачивания. Выше 620°C все границы зерен в твердой фазе, богатой алюминием, были смочены жидкой фазой. Ниже 440°C границ зерен, смоченных жидкой фазой, не наблюдалось. Коноды зернограничного смачивания продолжаются в однофазной области твердого раствора, как линии зернограничного солидуса. В этом случае между линией объемного и зернограничного солидусов на границах зерен появляется жидкоподобная прослойка. Зернограничные фазы существенно влияют на такие свойства нанокристаллических материалов, как прочность, пластичность, удельное электросопротивление, рост зерен, коррозионная стойкость. В нанокристаллических легких сплавах на основе Al наблюдалась экстремально высокая сверхпластичность в ограниченном интервале температур под линией объемного солидуса. Это явление можно объяснить образованием зернограничных фаз, не отмеченных на объемной фазовой диаграмме. В работе были изучены структура и состав границ зерен и тройных стыков в поликристаллах Al–5 ат. % Zn, отожженных в температурном интервале выше и ниже линии объемного солидуса, с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии. Полученные результаты показали, что на объемной фазовой диаграмме Al–Zn можно построить линию зернограничного солидуса. Между линиями объемного и зернограничного солидуса на границах зерен и в тройных стыках существует тонкая прослойка фазы с составом, близким к составу расплава на линии ликвидуса.

Авторы благодарят РФФИ (проекты 04-03-32800 и 05-02-16528), INTAS (проекты 05-109-4951), проекты сотрудничества между Польской и Российской академиями наук.

РАССЕЯНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЛН УГЛЕРОДНЫМИ НАНОКОМПОЗИТАМИ В СВЧ ДИАПАЗОНЕ

С.А.Максименко¹, П.П. Кужир¹, А.В.Мадьяров¹, А.Н.Немиленцев¹, Д.С.Быченко¹,
А.В.Гусинский², О.В.Руховец², В.Л.Кузнецов³, И.Н.Мазов³, С.И.Мосеенков³,
О.Шендерова⁴

¹*НИИ Ядерных Проблем Белорусского Государственного Университета*
e-mail: sergey.maksimenko@gmail.com

²*Белорусский Государственный Университет Информатики и радиоэлектроники*

³*Институт Катализа им. Борескова СО РАН*

⁴*Международный технологический центр, США*

Материалы, поглощающие электромагнитное излучение (МПЭМИ) разрабатываются с середины 1930-х годов. В настоящее время известно большое количество коммерчески доступных материалов для поглощения ЭМИ в широком диапазоне частот [1]. Углеродные материалы часто используют в качестве поглощающего материала, а также для создания защитных экранов, отражающих ЭМИ [2]. Недавно установлено, что наноструктурные проводящие компоненты, введенные в диэлектрическую матрицу, образуют еще один тип поглотителей ЭМИ для широкого диапазона длин волн. Введение наноразмерных углеродных частиц в композит приводит к существенному снижению толщин покрытий и существенно расширит возможности управления их свойствами. Нами предлагается использовать наноразмерные углеродные материалы (углерод луковичной структуры (УЛС) и УНТ), допускающие оптимизацию свойств конечных продуктов начиная с молекулярного уровня до макроразмеров. Первые экспериментальные измерения ослабления электромагнитного излучения в порошках УЛС и тонких пленках на основе ЛС [3], выполненные в широком диапазоне частот, подтверждает этот вывод.

В работе представлены результаты более точных измерений коэффициентов пропускания и отражения композиционных материалов на основе луковичных форм углерода введенных в полимерную матрицу. Измерения элементов S-матрицы (S_{11} и S_{12}) выполнены в диапазоне 27-38 ГГц. Результаты использованы для определения диэлектрической функции тонких пленок, содержащих наночастицы луковичной формы углерода.

Работа выполнена при поддержке программы NATO Science for Peace (проект SfP-981051), INTAS (проекты 03-50-4409 и 06-1000013-9225), БРФФИ (проект Ф06Р-091), РФФИ (проекты 05-03-32995 и 06-03-81038) и министерством Науки и образования РФ (проект РПН 2.1.1.1604).

[1] Vinoy KJ, Jha RM. Radar absorbing materials from theory to design and characterization. Kluwer Academic Publishers, Boston, 1996.

[2] Jung-Hoon Oh, *et al.* // Composites: Part B, 2004.- V. 35.- P. 49–56 ; S.Q. Zhang, *et al.* // Mater. Sci. Engin. B, 2002.- V. 90.- P. 38–41.

[3] S.A. Maksimenko, *et al.* // Diamond and Related Materials, (2007, to be published)

ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА МЕТАЛЛ-ОКСИД

Л.Ю.Немирович-Данченко¹, С.В.Еремеев¹, С.Е.Кулькова^{1,2}

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический 2/1,
Томск, 634021*

²*Томский государственный университет, пр. Ленина 36, Томск, 634050
e-mail: eremeev@ispms.tsc.ru*

Металлоксидные наноструктурные системы, такие как оксиды циркония и алюминия, имеют широкое технологическое применение в качестве высокотемпературной структурной керамики, поскольку обладают хорошими механическими характеристиками и высокой химической инертностью. Эти системы широко используются в микроэлектронике, лазерной оптике и для многих других технологических приложений, таких как газовые сенсоры и др. Если Al_2O_3 выступает в роли каталитической подложки, то он покрывается дисперсионными наночастицами металлов, таких как палладий, платина и другими, которые известны как активные катализаторы. Степень каталитической активности металлических атомов на такой подложке зависит от размера наночастиц и их формы. Для того чтобы контролировать процессы на границах раздела и их изменение под влиянием различных внешних факторов, необходимо знать электронную структуру поверхности металлоксидных систем в различных модификациях и её реконструкцию при взаимодействии с металлическими атомами. Адсорбция металлов и газов на поверхностях металлических оксидов интенсивно изучается в последние годы как экспериментальными, так и теоретическими методами. В то же время полученная экспериментальная информация о поведении адсорбатов на поверхности не всегда является однозначной, а результаты теоретических исследований отличаются по величине рассчитанных энергий адсорбции и связи, а также по выводам о наиболее предпочтительных позициях для адсорбатов как при низкой степени покрытия, так и с её увеличением. Для интерпретации экспериментальных результатов, объяснения физической природы связи переходных металлов на оксидных поверхностях, а также оценок энергии адгезии в зависимости от типа интерфейса необходимы теоретические исследования поверхностной электронной структуры металлических оксидов. Поскольку понимание особенностей связи одиночных атомов с поверхностью имеет определяющее значение для описания начальной стадии формирования границы раздела металл-оксид, то, прежде всего, необходимо установить механизмы взаимодействия между адсорбатами и атомами подложки для различных её окончаний и определить предпочтительные положения для адсорбции. В настоящей работе проведены первопринципные расчеты атомной и электронной структуры чистой поверхности $Al_2O_3(0001)$, а также с адсорбатами, что позволило изучить её взаимодействие с ГЦК d -металлами, а также определить электронные факторы, ответственные за связь атом-подложка. Установлены предпочтительные положения для адсорбции при низких концентрациях адсорбата.

Работа выполнена в рамках комплексного проекта ИФПМ СО РАН.

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА

Н.И.Носкова¹, Р.В.Чурбаев¹, Н.Ф.Вильданова¹, Л.А.Земнухова²

¹ *Институт физики металлов УрО РАН*
e-mail: noskova@imp.uran.ru

² *ДВО Института химии РАН*
e-mail: zemnukhova@ich.dvo.ru

Изучены структура и микротвердость композитных нанокристаллических сплавов на алюминиевой и титановой основах. В работе разработана нанотехнология получения композитных нанокристаллических сплавов Al-нанотрубки SiC₂ и Al-нанотрубки Si. Комплексными методами для получения композитов оказались: совмещение метода приготовления порошков металлической основы композита с нанотрубками карбида кремния и метода интенсивной пластической деформации сдвигом под высоким давлением (механоактивационного метода). Кроме этого, использованы тонкие слои металлической основы композита с прокладками из нанотрубок карбида кремния и последующей интенсивной деформации сдвигом под высоким давлением (P=5 ГПа, 3 полных оборота наковальни Бриджмена).

Изучение структуры полученных нанокристаллических композитов сделано методами световой, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

Данные, полученные при измерении микротвердости, обнаружили увеличение уровня микротвердости нанокристаллического композита Al-Si по сравнению с нанокристаллическим алюминием до трех раз: в алюминии H=0,48 ГПа, в композите H=1,5 ГПа. В нанокристаллическом титане величина микротвердости оказалась H=0.85 ГПа, а в нанокристаллическом гетерофазном композите Ti-Si микротвердость увеличилась более, чем в шесть раз (H=5.2 ГПа). В нанокристаллических композитах сплавов алюминия (Al-1%Hf-0,2%Nb-0,2%Sn)-Si и (Al-0,5%Ce-0,5%Re-0,12%Zr)-Si увеличение уровня микротвердости оказалось различным между собой (H=1,9 ГПа в композите сплава с Hf и H=2,6 ГПа в композите сплава с Ce). Микротвердость в нанокристаллическом состоянии этих сплавов не превышает H=1,8 ГПа. Эффект различного прироста величины микротвердости в исследованных композитных сплавах объяснен различным влиянием малых примесей на зернограничную диффузию кремния в нанокристаллическом состоянии композитов.

Исследование микроструктуры в поперечном сечении нанокристаллических гетерослойных и гетерофазных композитов на основе алюминия выявило различия микроструктур. При исследовании поверхности излома в сканирующем растровом микроскопе были обнаружены бесструктурные прослойки кремния в средней части поперечного сечения композита, которые через переходную зону сливались с нанокристаллическими слоями алюминия или сплавов алюминия. В нанокристаллических гетерофазных композитах, приготовленных из порошков, бесструктурные прослойки выявлялись отдельными «островками» с четко выраженными границами.

Картины микроструктуры гетерослойного композита, полученные в просвечивающем электронном микроскопе, содержали в металлической матрице скрученные винтообразным образом нанотрубки кремния и многочисленные раздробленные нанотрубки, плотность которых изменялась, вызывая образование градиентных микроструктур.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ: проект № 04-02-17674

ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ С ЛАЗЕРНЫМИ НАНОКЕРАМИКАМИ

Е.В.Пестряков, В.В.Петров, А.В.Лаптев, М.А.Мерзляков, В.И.Трунов,
А.В.Кирпичников

*Институт лазерной физики СО РАН, Новосибирск,
e-mail: pefvic@laser.nsc.ru*

В последнее время значительное внимание уделяется разработке технологий получения прозрачных оптических нанокерамик и созданию на их основе активных сред для высокоинтенсивных лазерных систем [1]. Особое место в исследованиях отводится развитию принципов создания фемтосекундных лазерных систем на новых нанокерамических материалах, активированных ионами редкоземельных элементов, позволяющих синтезировать активные среды с большими геометрическими размерами для супермощных усилительных каскадов. Фемтосекундные лазерные системы позволяют получать интенсивности, достигающие релятивистских значений $>10^{18}$ Вт/см², при которых в оптически прозрачных конденсированных возникают нелинейно-оптические явления различного характера[2].

При воздействии мощного фемтосекундного лазерного излучения на исходный кристаллический материал происходит его абляция и при определенных условиях синтез его компонент из газовой фазы в виде наноразмерных частиц, являющихся основой для дальнейшего получения нанокерамики. При этом размер наночастиц, получаемых таким способом, имеет крайне малую дисперсию и высокое содержание чистого материала. Анализ известных кристаллических матриц показал, что разупорядоченные гранаты, имеющие кубическую структуру с изотропными физическими и спектроскопическими свойствами, относятся к наиболее перспективному ряду, позволяющему реализовать экспериментально развиваемую концепцию.

Кроме того, возникает генерация суперконтинуума, интересная с точки зрения проявления физических свойств вещества при взаимодействии с высокоинтенсивным лазерным излучением.

В данной работе экспериментально исследовались особенности генерации суперконтинуума в материалах одинакового химического состава, но находящихся в разных его видах: в кристаллах Yb:YAG и лазерной нанокерамике Yb:YAG. Также было проведено изучение взаимодействия фемтосекундного лазерного излучения и генерации суперконтинуума в нанокерамике Nd:Y₂O₃ и структурно разупорядоченном кристалле Tm:CNGG.

Исследования по генерации суперконтинуума позволили установить пороговые значения интенсивностей, при которых начинаются абляционные процессы. Кроме того, они показали возможность создания широкополосных источников когерентного фемтосекундного излучения путем генерации излучения суперконтинуума в оптически прозрачных керамических средах с эффективностью, достигающей 50%.

[1] M. Mortier, D. Vivien // Ann.Chim.Sci.Mat., 2003.- V.28.- P. 21-33.

[2] V.I. Trunov, E.V. Pestryakov, A.V. Kirpichnikov, V.V. Petrov // Proc.SPIE, 2006.- 6054.- P. 210-216.

КОНТРОЛЬ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ В СВЯЗИ С ПРОЦЕССОМ ИХ СТАРЕНИЯ

С.Л.Ратушняк

Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН
e-mail: rtserg@isc1.nw.ru

Промышленные аморфные сплавы на основе железа, никеля, кобальта получают методом сверхбыстрой закалки расплава в виде лент толщиной несколько десятков мкм. Аморфные сплавы характеризуются крайне неравновесной структурой и большой склонностью к кристаллизации. Поэтому при внедрении этих материалов в производство актуальными вопросами являются вопросы о стабильности их свойств и стабильности аморфного состояния.

В настоящей работе представлены результаты сравнения свойств промышленных аморфных сплавов на основе железа 2НСР ($\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$) и 24КСР ($\text{Fe}_{61}\text{Co}_{20}\text{Si}_5\text{B}_{14}$) в исходном состоянии (после получения) и после хранения при комнатной температуре в течение семнадцати лет. Исследование выполнено с целью изучения старения аморфных сплавов.

Аморфные сплавы, полученные путем закалки расплава, являются стеклами (металлическими стеклами). Для стекла процесс старения подобен процессу отжига, так как и в том и в другом случае система стремится к минимуму энергии вследствие изменения структуры. Однако, как было установлено на обширном экспериментальном материале для силикатных стекол, процесс старения при комнатной температуре существенно отличается от отжига в интервале стеклования.

Исследование свойств аморфных сплавов проводилось следующими методами. Методом рентгеновского фазового анализа на дифрактометре ДРОН-3.0 в $\text{Cu-K}\alpha$ характеристическом излучении. Методом атомно-силовой микроскопии на установке INTEGRA (ЦКП ИХС РАН). Методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на калориметре ДСМ-2М. Методом дифференциального термического анализа (ДТА). Методом крипа (деформация стекла под нагрузкой) на кварцевом вискозиметре. Кроме этого для исследования явления старения привлекались литературные данные по кристаллизации и охрупчиванию (отпускной хрупкости) сплавов.

Аморфные сплавы должны сохранять свойства при эксплуатации в области так называемых климатических температур 193 - 423К. На основании экспериментальных данных, полученных в настоящей работе, оказалось возможным сделать следующие прогнозы: на верхней границе климатических температур кристаллизацию сплава 2НСР можно ожидать через несколько десятков лет, сплава 24КСР – через несколько лет.

Установлено, что данные метода АСМ, регистрирующие появление наночастиц железа, коррелируют с данными рентгенофазового анализа. Это дает возможность рассматривать метод АСМ как экспресс-метод для прогноза старения аморфных сплавов.

**РЕЗОНАНСНЫЕ СПЕКТРЫ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ СВЕТА С
ВОЗБУЖДЕНИЕМ В БЛИЖНЕЙ ИК ОБЛАСТИ УГЛЕРОДНЫХ
ОДНОСТЕННЫХ НАНОТРУБОК В ВЗВЕСЯХ, ПОДВЕРГНУТЫХ
РАЗЛИЧНЫМ ДОЗАМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ**

А.Г.Рябенко¹, Т.Н.Мороз², В.Г.Костровский³

¹*Институт проблем химической физики РАН,
e-mail: ryabenko@icp.ac.ru*

²*Институт геологии и минералогии СО РАН,
e-mail: moroz@uiggm.nsc.ru*

³*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
e-mail: kostrovsky@solid.nsc.ru*

В работе методом спектроскопии комбинационного рассеяния (КР) света исследованы образцы, содержащие одностенные углеродные нанотрубки (ОУНТ). Образцы были получены электродуговым методом с применением различных катализаторов и методом CVD, что давало в совокупности широкий спектр диаметров (от 0,7 до 5 нм), затем очищены газофазным окислением и центрифугированием до содержания ОУНТ 90-98%.

Для выявления корреляций между переходами полупроводниковых трубок использовалось сопоставление форм UV-Vis Nir спектров поглощения индивидуальных нанотрубок, которые были получены центрифугированием с ускорением 200000g водных суспензий образцов с разными распределениями ОУНТ по типам и диаметрам и КР спектров так называемой «радиальной дыхательной моды» или RBM моды при 1064 nm. Было проведено сопоставление Раман спектров как твердых образцов, так и их суспензий. Обнаружено, что положения пиков индивидуальных нанотрубок и нанотрубок в связках совпадают, однако относительная интенсивность этих пиков меняется, поскольку агломерация приводит к смещению полос поглощения [1] и, следовательно, к изменению условий резонансного КР.

Сопоставление опубликованных эмпирических формул [2-4] и таблиц [3-5], предлагаемых для спектрального определения типов нанотрубок, с полученным нами значениями выявили существенные расхождения для трубок с диаметрами более 1,3 нм.

Исследования спектров КР в низкочастотной области RBM моды взвесей подвергнутых различным дозам ультразвуковой обработки показало, что отношение Стокс/анти-Стокс RBM моды обладает высокой чувствительностью к сдвигу полосы поглощения [6]. Это отношение меняется уже тогда, когда в спектрах поглощения этот сдвиг еще визуально не наблюдается. Были определены условия, оптимальные для получения суспензий с максимальным содержанием тонких связок. Сравнением спектров индивидуальных одностенных углеродных нанотрубок ОУНТ и нанотрубок в связках в идентичных условиях было показано, что агломерация нанотрубок не приводит к изменению частот RBM моды.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект 05-03-32743а.

[1] A.G. Ryabenko, et al. // Carbon, 2004.- V. 42.- P. 1523.

[2] S M. Bachilo, et al. // Science, 2002.- V. 298.- P. 2361.

[3] M.S. Strano // NANO LETTERS, 2003.- V. 3.- P.- 1091.

[4] R.B. Weisman et al. // AppA. Phys. 2004.- V. A 78.- P. 1111.

[5] S. Lebedkin, et al. // New Journal of Physics, 2003.- V. 5.- P. 140.1 - 140.11.

[6] A.G. Ryabenko, et al.// Carbon, (in press).

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И СВЧ СПЕКТРЫ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ (Al, Cr, Fe)₂O₃

Н.А.Секушин¹, Б.А.Голдин¹, Е.И.Мизев², М.И.Морохин²

¹*Институт химии Коми научного центра УрО РАН, г. Сыктывкар*

²*Коми государственный педагогический институт,
e-mail: sekushin-na@chemi.komisc.ru*

Синтез образцов проводили по керамической технологии. Шихта имела следующий состав: Al₂O₃ – 91,8%, SiO₂ – 4,4%, TiO₂ – 2,5%, Cr₂O₃ – 0,2%, Fe₂O₃ – 1,1%. Формовку образцов производили прессованием в стальных пресс-формах при давлении 500 атм. Обжиг осуществляли на воздухе при температуре 1450°C в течение 1 часа. Выход на рабочую температуру производили со скоростью 100 °C/час, с такой же скоростью проходило и охлаждение образцов после обжига.

Рентгеноструктурный анализ показал наличие твердого раствора (Al, Cr, Fe)₂O₃ со структурой корунда и незначительное количество силлиманита Al₂SiO₅ и псевдобрукита FeTiO₃ (перовскитовый структурный тип). Были исследованы диэлектрическая проницаемость и проводимость образцов на частотах от 100 Гц до 200 кГц в температурном интервале 300 – 800 К. Вплоть до 600 К материалы сохраняли хорошие диэлектрические свойства, однако при более высоких температурах начинали проявляться иономиграционные процессы, что приводило к росту диэлектрической проницаемости на низких частотах.

Для изучения СВЧ свойств керамики нами была создана экспериментальная установка, с помощью которой в диапазоне частот от 8 до 12 ГГц измерялись спектры отражения и пропускания. Образцы во время измерений плотно устанавливали в волноводе, соединяющем генератор с детектором. В качестве регистрирующего устройства использовался измеритель коэффициента стоячей волны панорамный Р2-60.

В СВЧ спектрах практически любых керамических образцов можно наблюдать небольшие полосы, что объясняется наличием примесных уровней энергии. Однако в исследуемом твердом растворе в районе 10 ГГц был обнаружен крайне интенсивный пик пропускания. При этой частоте отражалось всего 0,3 % энергии, а 98 % энергии проходило через образец.

На основании полученных результатов рассмотрены возможные причины возникновения «сверхпрозрачности» при 10 ГГц. Сделано предположение о существовании двух уровней энергии, причем переходы как с нижнего на верхний, так и с верхнего на нижний индуцируются электромагнитной волной 10 ГГц. Из теории индуцированных переходов известно, что вторичная волна совпадает с падающей волной по фазе, по поляризации и по направлению движения. Это объясняет отсутствие отраженной волны и почти полное прохождение электромагнитной волны через образец.

Таким образом, полученные результаты показывают, что на основе твердых растворов (Al, Cr, Fe)₂O₃ могут быть созданы недорогие узкополосные СВЧ фильтры, полосу пропускания которых можно регулировать вводимыми примесями.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОПОРОШКОВ ГЕКСАФЕРРИТОВ НА СВЕРХВЫСОКИХ ЧАСТОТАХ

В.И.Суслев, Е.П.Найден, О.А.Доценко, Е.Ю.Коровин

Томский государственный университет
e-mail: susl@elefot.tsu.ru

Динамические электромагнитные характеристики – спектры магнитной и диэлектрической проницаемости определяют область применения материалов в конкретной области электромагнитного излучения. В настоящее время активно исследуются частотные зависимости электромагнитных характеристик на сверхвысоких частотах, поскольку устройства и приборы (цифровая фото- и видеотехника, компьютеры и др.), использующие высокочастотную радиоэлектронику, обладают значительным быстродействием при относительно малых размерах, весе и уровне энергозатрат. Среди магнитных материалов наиболее перспективны ферриты с гексагональной структурой, которые имеют наибольшие дисперсионные частоты по сравнению с другими магнитными материалами, способными работать на СВЧ. Современные технологии производства понизили температуру синтеза гексаферритов, что позволило использовать магнитные материалы непосредственно в микросхемах, а не в качестве навесных элементов, как было ранее. Свойства нанопорошков существенно отличаются от массивных материалов того же химического состава, а электромагнитные характеристики композита на основе нанопорошков могут варьироваться в значительной степени. Систематического изучения динамических параметров порошков гексаферритов до настоящего времени не проводилось. В связи с этим перед данной работой поставлена цель измерения частотных зависимостей магнитной и диэлектрической проницаемостей в диапазоне 0,4 – 10 ГГц.

В качестве объекта исследования нами выбраны гексаферриты с кристаллографической структурой типа Y, M, W, которые наиболее часто применяются в микроволновой области электромагнитного излучения. Нами измерены спектры сплошных гексаферритов, порошков большого размера и нанопорошков, которые получены механической обработкой в высокоэнергетических мельницах при помоле 15g и 65g.

Рентгеноструктурным анализом контролировался фазовый состав исходного материала и порошков, а также определялся средний размер частиц. Измерялись также статические магнитные характеристики исследуемых материалов – температурные зависимости начальной магнитной проницаемости и поля магнитной кристаллографической анизотропии.

Проведенное исследование показало, что область естественного ферромагнитного резонанса (ЕФМР) порошка гексаферритов сместилась в сторону высоких частот и расширилась при уменьшении величин мнимой и действительной составляющих магнитной проницаемости, по сравнению с исходным сплошным материалом. Более сложное поведение частоты ЕФМР отмечено у механически активированных порошках гексаферритов наноразмерного состава. Положение области ЕФМР определяется временем обработки в высокоэнергетических мельницах. При малых временах обработки наблюдается уменьшение частоты ЕФМР, а затем частота ЕФМР начинает расти. Этот эффект может быть использован для создания материалов с заданными свойствами в микроволновой области частот.

МЕТОДЫ ВИЗУАЛИЗАЦИИ И УПОРЯДОЧЕНИЯ НАНОБЪЕКТОВ В ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СРЕДЕ.

С.И.Трашкеев, Г.Н.Грачев, Г.А.Поздняков¹

Институт лазерной физики СО РАН, г. Новосибирск

¹*Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, г. Новосибирск*

Развитие нанотехнологий, создание новых композитных сред и последующие вопросы, связанные с использованием получаемых материалов, требуют разработки методов диагностики и регулярной упаковки (транспортировки) наночастиц в двух- или трехмерных объемах.

В работе экспериментально и теоретически исследуются локализованные (точечно-подобные) дефекты в нематическом жидком кристалле (НЖК), находящемся в статическом электрическом поле. Наблюдаемые неоднородности получены тремя различными способами: нанесением сферических наночастиц золота и углеродных нанотрубок на прозрачные токопроводящие подложки, ограничивающие слой НЖК; объемным введением относительно высокомолекулярных соединений или красителей – хромалана и родамина; облучением ориентированного слоя НЖК потоком α -частиц. В первом случае частицы перемещаются в объем среды с токопроводящей подложки под действием внешнего напряжения и создают коллоидную смесь. Во втором – коллоидная смесь готовится непосредственно перед заправкой образца. В третьем случае – слой НЖК наносится на поверхность источника α -излучения. Предложен вариант решения задачи регулярной упаковки в НЖК наноструктур с помощью квазистатических электрических полей заданной конфигурации. Все наблюдения проводились с помощью поляризационной микроскопии.

В работе показано, что визуализация включений и упаковка наночастиц происходит, как правило, в случае наличия в НЖК заряженного или поляризованного дефектообразующего объекта при включении внешнего электрического поля. Эти свойства привели к заключению о присутствии наведенного в дефекте локализованного электрического источника, в качестве которого может выступать кулоновский заряд или диполь. Рассмотрена физико-математическая модель, описывающая конфигурацию ориентационного состояния НЖК, находящегося во внешнем электрическом поле, в котором присутствует заряженный локальный объект [1,2]. Для получения наблюдаемых изображений решались уравнения Максвелла, описывающие распространение световой волны в анизотропной среде с ориентационной конфигурацией, полученной предварительно из материальных уравнений.

Сравнения экспериментальных и теоретических данных дало удовлетворительные результаты. В соответствии с этим были сделаны следующие выводы: возможность наблюдения в рамках оптической микроскопии малоразмерных (вплоть до атомарных) объектов; определение их электрических и геометрических характеристик по наблюдаемым изображениям; управление упаковкой наночастиц с помощью статических электрических полей, создание фотонных 2D и 3D кристаллов; получение новых наноструктурированных материалов со свойствами, отличными от свойств исходных компонент.

[1] S. I. Trashkeev, V.M. Klement'ev, P.A. Statsenko // LC, 2006.- V. 33, 4.- P. 417-438

[2] С. И. Трашкеев // ПМТФ, 2007.- Т.- 52, 2.- С. 35-47.

АДМИТТАНС-СПЕКТРОСКОПИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ



А.К.Федотов¹, А.В.Ларькин¹, Ю.А.Федотова²,
Ю.Е.Калинин³, А.В.Ситников³

¹ Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

e-mail: fedotov@bsu.by

² Национальный центр физики частиц и высоких энергий БГУ, Минск, Беларусь

³ Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия

В настоящее время большой научный и практический интерес представляют композиционные материалы с наноразмерным структурированием образующих их ферромагнитных фаз на основе Fe и Co. В качестве объекта исследований были выбраны полученные методом ионно-лучевого напыления на подложки из ситалла пленки толщиной 3-5 мкм, в которой аморфные наночастицы из магнитомягкого сплава $\text{Co}_{0.45}\text{Fe}_{0.45}\text{Zr}_{0.10}$ были хаотично распределены в изолирующей аморфной матрице из оксида алюминия. В процессе напыления в вакуумную камеру вводился либо только аргон (образцы серии 1), либо смесь аргон-кислород (серия 2). В работе изучались адмиттанс в области частот 10^2 - 10^6 Гц и температур 100-340 К, ЯГР спектры и кривые намагничивания $M(B)$ образцов в диапазоне концентраций металлической фракции 30 ат.% $< X < 65$ ат.%.

Температурные зависимости действительной части адмиттанса в образцах серии 1 показали, что при увеличении доли металлической фракции наблюдается переход от экспоненциального хода $G(T)$ (с прыжковым механизмом проводимости моттовского типа) при $X < 45$ -47 ат.% к металлическому (при $X > 50$ ат.%). Последний проявлялся в степенном характере $G(T)$ и резком уменьшении $G(f)$ с ростом частоты при $f > 10$ кГц. В то же время в образцах серии 2 прыжковый перенос сохранялся во всем интервале исследованных концентраций металлической фазы (даже за порогом перколяции $X_c = 55$ ат.%), что проявлялось как в зависимости $G(T)$ типа закона Мотта при низких частотах, так и в степенной зависимости $G(f) \sim f^s$ с $s \leq 2$ для температур ниже 120 К и $f > 10$ кГц.

Эксперименты по ЯГР показали, что вид спектров существенно зависит от наличия кислорода в газовой смеси при распылении мишени. В частности, для пленок серии 1 характер спектров меняется от суперпарамагнитного (при малых содержаниях металлической компоненты) до спектра с ферромагнитным расщеплением в виде секстета (при больших содержаниях металлической компоненты). Для диэлектрических образцов этой серии кривые $M(B)$ практически линейны, что подтверждает парамагнитное либо суперпарамагнитное состояние металлических наночастиц. При более высоких концентрациях металлической фазы (за порогом перколяции) форма кривых намагничивания резко меняется, показывая признаки насыщения без гистерезиса, что характерно для мягких аморфных ферромагнитных сплавов. В то же время, на ЯГР спектрах наноконкомпозитов серии 2 ферромагнитного расщепления не наблюдается ни при одном составе, что заставляет предположить сохранение суперпарамагнитного состояния окисленных железосодержащих фаз даже при больших концентрациях металлической фазы, что также подтверждается поведением кривых намагниченности. Последнее, по-видимому, и определяет прыжковый характер движения электронов в композитах серии 2.

ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВАЯ МОДИФИКАЦИЯ КАРБИДНОЙ ПОДСИСТЕМЫ НА НАНОМАШТАБНОМ УРОВНЕ

И.Б.Целлермаер¹, Ю.Ф.Иванов², С.В.Коновалов¹, В.Е. Громов¹

¹*Сибирский государственный индустриальный университет*
e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

²*Институт сильноточной электроники СО РАН*
e-mail: yufi@mail2000.ru

Методом просвечивающей электронной микроскопии исследовано преобразование карбидной подсистемы в закаленной стали 65Г, подвергнутой обработке импульсным низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком микросекундной длительности. Исследования проводились в зоне термического влияния на глубине 12 мкм и твердофазного превращения на глубине 6 мкм.

В зоне термического влияния обработка стали импульсным электронным пучком приводит к существенному изменению формы частиц, расположенных вдоль границ кристаллов мартенсита. Карбидные прослойки разбиваются на серии отдельно расположенных частиц округлой формы, декорирующих кристаллы мартенсита. Одновременно с этим частицы карбидной фазы обнаруживаются и в сравнительно широких кристаллах мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии.

Выявлены два размерных класса частиц карбидной фазы: 15÷30 мкм и 2÷4 мкм. Частицы первого размерного класса имеют глобулярную форму и располагаются в стыках границ ячеек и фрагментов. Весьма часто данные частицы соединяются полосами измененного контраста, которые разбивают кристалл мартенсита на своеобразные ячейки (соты). Можно предположить, что причиной возникновения данных полос являются процессы растворения частиц цементита и перераспределения атомов углерода между частицами и дислокационной субструктурой. Локальное изменение химического состава материала и, следовательно, поглотительной способности фольги, и приводит к эффекту формирования полос измененного контраста. Повышенная концентрация углерода в полосах измененного контраста подтверждается присутствием в них частиц карбидной фазы, которые и формируют второй размерный класс - 2÷4 нм. Одновременно с этим, частицы второго размерного класса выявляются и в границах дислокационных ячеек и фрагментов.

В зоне твердофазового превращения из-за малых времён термического воздействия (миллисекунды) полного растворения частиц карбидной фазы не происходит. Как и в зоне термического влияния, частицы цементита обнаруживаются вдоль внутрифазных границ (границ зерен, субзерен, пакетов и кристаллов мартенсита) и в объеме кристаллов мартенсита. Частицы, расположенные в стыках и вдоль внутрифазных границ, имеют, как правило, глобулярную форму, реже - форму тонких прослоек. Частицы, расположенные в сравнительно широких кристаллах мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии формируют протяженные прослойки. Данные прослойки располагаются параллельно продольной оси кристалла мартенсита и делят его на некоторое количество слоев α -фазы. Поперечные размеры прослоек цементита изменяются в пределах 5÷10 нм, прослоек α -фазы - 30÷40 нм. В морфологическом отношении данная структура весьма напоминает структуру пластинчатого перлита, в которой также присутствуют два структурных элемента - параллельные друг другу чередующиеся пластины цементита и α -железа.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СИНТЕЗИРОВАННОГО УГЛЕРОДИСТОГО НАНОВЕЩЕСТВА

Т.А.Шабанова, З.А.Мансуров

*Каз.НУ им. аль-Фараби, Институт проблем горения,
e-mail: Mansurov@kazsu.kz*

Уникальные свойства вещества наномира привлекает все большее внимание научных исследователей и производителей. В Институте проблем горения – научно-учебном подразделении Казахского Национального Университета, ведутся работы по синтезу наноматериалов и различных композитов на их основе. Представляемая работа посвящена исследованию углеродных наноразмерных частиц, полученных различными способами.

Почти всё исследуемое нами углеродистое вещество является рентгеноаморфным. Однако метод дифракции электронов показывает, что основная масса наночастиц обладает структурной упорядоченностью. Трубки, в стенках которых углеродистое вещество имеет графитовую структурную упорядоченность, являются достаточно крупными образованиями (не менее 14 Å). Минимальный диаметр нанотрубок зависит от вида графитовой структуры (2H; 3R). В ходе работы выявлено большое разнообразие наноразмерных углеродных трубчатых частиц, имеющих дографитовую структурную упорядоченность. Однако, возможно появление локальных областей с графитовой структурной упорядоченностью углеродистого вещества в стенках таких нанотрубок и выделение таких образований в самостоятельные объекты.

Кроме трубчатых частиц (к которым отнесены тубулены) было выделено ещё шесть условных разновидностей наночастиц: пять по морфологическим признакам - волокнистые (в т.ч. проволоки), округлые (в т.ч. фуллериты), плёночные (в т.ч. ленточные и оболочечные), облачные, плотные наноразмерные частицы с правильными кристаллографическими проекциями и шестая - частицы, находящиеся в термодинамически неустойчивом состоянии, т.е. «активные». Определены преимущественные степени структурных упорядоченностей выделенных классов. Показано, что к «аморфным» веществам, мы, вероятно, относим и молекулярные кристаллы, такие как тубулены и фуллериты, имеющие в узлах решетки углеродные молекулы (в частности - фуллерены).

Проведённые многочисленные эксперименты показали, что в процессах карбонизации растительных матриц (в токе инертных газов) и зауглероживания минерального сырья (в токе смесей углеводородов и инертного газов) при температурах процессов до 900°C, образуются практически все указанные разновидности наночастиц с преобладанием одного или нескольких видов, в зависимости от состава исходной матрицы и условий синтеза. В процессах пиролиза углеводородов на металлах чаще образуются округлые и различные виды трубчатых частиц. В дуговом разряде (в токе углеводородных смесей) образуются в основном «массивные» графитовые нанотрубки. В механохимических процессах с применением углеродсодержащих модификаторов преобладают плёночные структуры.

Все выделенные виды наночастиц могут иметь уникальные свойства и скоро станут также востребованы как фуллерены и нанотрубки.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛЕНКИ ПОЛИХРОМХЕЛАТООРГАНОСИЛОКСАНА - ГИБРИДНОГО НАНОМАТЕРИАЛА

Н.П.Шапкин¹, В.В.Баженов¹, Ю.Н.Елькин³,
А.И.Чердниченко², И.В.Свистунова¹, В.Г.Курявый²

¹Дальневосточный государственный университет, Владивосток

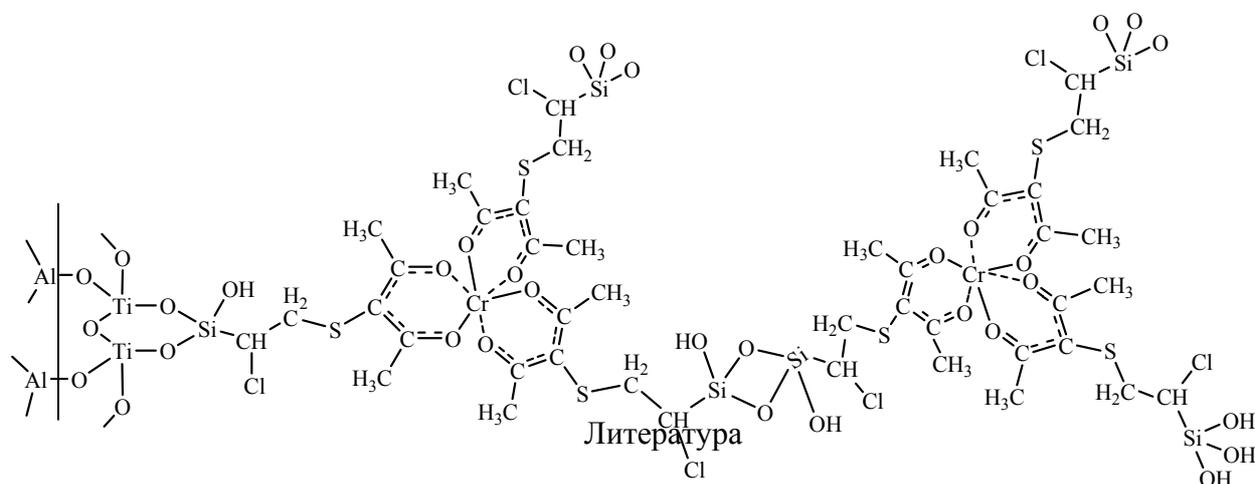
²Институт химии ДВО РАН, Владивосток

³Тихоокеанский институт биоорганической химии, Владивосток

Ранее реакцией присоединения сульфенхлоридов 2,4-пентандионатов хрома, алюминия, кобальта к винилсилоксану были получены гели полиметаллхелатоорганосилоксанов, являющиеся типичными наногибридными материалами [1]. Используя метод "молекулярного наслаивания", мы нанесли на поверхность слюды полихром(2,4-пентандионато-3-тио)этил(хлор)силоксан.

Нанесение пленки винилсилоксана проводили винилтрихлорсиланом из газовой фазы с последующим гидролизом хлорида на поверхности. Следующая стадия – обработка пленки винилсилоксана сульфенхлоридом ацетилацетоната хрома. Эти операции были проведены дважды, и, согласно данным атомно-силовой спектроскопии, такое наслаивание приводит к образованию столбчатой структуры пленки сшитого полихромхелатоорганосилоксана.

Данные рентгенофотоэлектронной спектроскопии для пленки полихромхелатоорганосилоксана, нанесенной на подложку TiO₂ на поверхности алюминия, аналогично вышеизложенному методу, подтверждает наличие атомов хрома, углерода, хлора, серы, кремния, которые составляют гибридную наноструктуру.



[1] Н.П. Шапкин, Г.М. Свистунов, В.Я. Шапкина // Высокомол. соед. 1989.- Т. 31А,
№ 3.- С. 573-576.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГИДРОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ

К.И.Шефер¹, С.В.Цыбуля^{1,2}, С.В.Черепанова¹, Э.М.Мороз¹

¹Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, г.Новосибирск

²Новосибирский государственный университет

e-mail: kristinka@ngs.ru

Высокодисперсная форма гидроксида алюминия – псевдобемит, используется в промышленной технологии получения оксидов алюминия (γ -модификации). Потребности в оксиде γ -Al₂O₃, применяемом в качестве адсорбента, носителя для катализаторов, компонента катализаторов и керамик, обусловлены его уникальными свойствами (пористостью, высокой поверхностью – до 240 м²/г, высокой реакционной способностью), которые обеспечиваются особенностями структуры и реальной структуры (наноструктуры). Оксиды алюминия образуются при термическом разложении гидроксидов алюминия, поэтому их структура и свойства в значительной степени определяются структурой и свойствами исходных гидроксидов.

Псевдобемит является дисперсным веществом, поэтому при исследовании его структуры возникают сложности. Считается, что его структура аналогична структуре хорошо окристаллизованного бемита, при этом не известно точно какие в них имеются отличия. На дифракционных картинах образцов псевдобемита, полученных в различных условиях, наблюдаются особенности, проявляющиеся в перераспределении интенсивностей дифракционных максимумов, анизотропном уширении и/или смещении пиков (в частности, дискуссионным является вопрос о причинах часто наблюдаемого эффекта смещения и уширения линии 0.2.0.) и т.п.

Методами, используемыми для изучения дисперсных систем, нами было предпринято исследование структуры образцов псевдобемита, полученных разными способами и обладающих разными характеристиками. Ранее были проведены исследования локальной структуры этих псевдобемитов методом радиального распределения электронной плотности. Показано, что проводимый до сих пор расчет количества структурной воды из межплоскостного расстояния d_{020} не является корректным, так как увеличение значений d_{020} происходит не только за счет внедрения молекул воды в межслоевое пространство [1]. Обнаружено, что имеют место локальные изменения структуры в самом слое.

Для детального рассмотрения этих изменений был применен метод моделирования дифракционных картин, разработанный в Институте катализа СО РАН для несовершенных нанокристаллических материалов [2]. Рассмотрены различные модели одномерного разупорядочения в структуре псевдобемита. Обнаружено, что причиной смещения линии 0.2.0. является малый размер частиц в направлении [010] и влияние фактора LPG. Проведено уточнение средней кристаллической структуры псевдобемита методом полнопрофильного анализа.

[1] Moroz E.M., Shefer K.I., Zyuzin D.A. et al. // React. Kinet. Catal. Lett., 2006.- V. 87, № 2.- P. 367-375.

[2] Черепанова С.В. Дис. ... канд. физ.-мат. наук: 02.00.04 /Ин-т катализа СО РАН. – Новосибирск, 2000.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИДОВ В Al- СПЛАВАХ С ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ ПОСЛЕ ИПД

И.Г.Ширинкина, И.Г.Бродова, О.В.Антонова

Институт физики металлов УрО РАН г. Екатеринбург.

e-mail: shirinkina@imp.uran.ru

Исследованы двухфазные двойные и тройные алюминиевые сплавы с переходными металлами (Cr, Zr, Fe) после быстрой закалки расплава и кручения под высоким квазигидростатическим давлением (Интенсивная пластическая деформация проведена в УГАТУ-ИФПМ).

Определены условия кристаллизации для формирования метастабильных и стабильных алюминидов переходных металлов. Рассмотрена роль температурно-временной обработки расплава в образовании квазиэвтектической структуры в Al-Fe сплавах и пересыщенных твёрдых растворов в сплавах с хромом и цирконием.

Методами оптической, растровой и электронной микроскопии определены особенности деформационного поведения первичных и эвтектических алюминидов при кручении. Рассмотрена эволюция их размеров и габитуса с увеличением истинной логарифмической деформации ϵ от 3.8 до 7.2. Определены оптимальные условия деформирования для реализации деформационного растворения алюминидов разного состава и различного кристаллического строения.

В частности, при $\epsilon = 4.5$ в тройном сплаве Al-1.4%Cr-2%Zr объёмная доля первичных метастабильных алюминидов Al_3Zr и стабильных алюминидов Al_7Cr уменьшается на 7% по сравнению с исходным быстрозакалённым состоянием. С ростом степени деформации до 6.4 дополнительно растворяется ещё 5% всех кристаллов. При $\epsilon = 7.2$ пропадает разница во внешней огранке кристаллов, и они приобретают округлую форму. Общее количество интерметаллидов в объёме матрицы сокращается до 3%.

Показано, что деформационное растворение алюминидов сопровождается дополнительным легированием алюминиевой матрицы переходными металлами, при этом их содержание превышает равновесные значения в десятки раз.

Обнаружено, что образование пересыщенных твёрдых растворов при кручении идёт параллельно с процессом фрагментации всей структуры до 70-150 нм и повышает стабильность ультра микроструктурного состояния при нагреве.

Работа выполнена по программе Президиума РАН "Исследования вещества в экстремальных условиях" и при частичной финансовой поддержке научной школы НШ-5965. 2006.3.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СПЛАВЛЕНИИ ТИТАНА И АЛЮМИНИЯ

Д.А.Яценко¹, С.В.Цыбуля^{1,2}, Т.Ф.Григорьева², В.В.Болдырев^{1,2}

¹Новосибирский государственный университет

²Институт катализа им. Г.К.Борескова СО РАН, г.Новосибирск

³Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск

Методом порошковой рентгеновской дифракции исследован процесс механохимического сплавления алюминия и титана. Полученные данные позволяют выделить основные стадии взаимодействия металлических порошков титана и алюминия при их совместной мехактивации в планетарной мельнице.

До 4 минут активации параметры решетки алюминия и титана остаются примерно постоянными, не наблюдается появление новых фаз. На начальном этапе протекание процесса характеризуются изменением размера ОКР Al и Ti (до 25 и 15 нм, соответственно) и заметным уменьшением интенсивности дифракционных пиков алюминия. Последнее, вероятно всего, связано с переходом алюминия в рентгеноаморфное состояние, т.к. не наблюдается изменения объема элементарной ячейки фазы титана, что свидетельствовало бы о растворении в нем алюминия.

Начало второй стадии взаимодействия характеризует появлением интерметаллида TiAl с размерами ОКР ~ 10 нм (при 4 мин). Интенсивность дифракционных пиков интерметаллида возрастает вплоть до 6 мин активации, одновременно уменьшаются и при 6 мин полностью исчезают дифракционные пики Al.

Последняя стадия взаимодействия характеризуется дальнейшим уменьшением размеров ОКР титана и интерметаллида (вплоть до 5 нм при времени активации 20 мин). При этом, начиная с 12 мин, фиксируется увеличение объема элементарной ячейки титана и уменьшением объема ячейки TiAl. Это, скорее всего, означает, что идет взаимное растворение двух фаз с обогащением одной из них атомами алюминия, а другой атомами титана. Однако за время активации вплоть до 20 минут не удается достичь полного взаимодействия в Ti-Al системе. Образцы остаются двухфазными – присутствуют интерметаллид TiAl и твердый раствор на основе Ti. Дополнительное прокачивание образцов при температуре до 700°C приводит к кристаллизации фаз интерметаллидов TiAl и Ti₃Al (последняя фаза могла сформироваться из твердого раствора на основе гексагональной структуры Ti).

Отдельный интерес представляет начальная стадия взаимодействия Ti и Al (до появления третьей фазы). Если полагать, что предшественником интерметаллической фазы является аморфная фаза, образовавшаяся в результате разупорядочения алюминия, то до образования зародышей интерметаллида должен проходить процесс растворения титана в аморфной фазе (не обнаруживаемой рентгенографически). Достаточно логичной представляется следующая схема протекания взаимодействия алюминия и титана: 1) алюминий, как более легкоплавкий металл, “растекается” по поверхности частиц титана, диффундируя также в области межблочных границ, за счет чего (а не только за счет механического диспергирования) происходит уменьшение областей когерентного рассеяния титана; 2) благодаря высокой поверхности образующейся межфазной границы облегчается процесс диффузии атомов титана в аморфизованную фазу, образуется рентгеноаморфный твердый раствор; 3) при достижении некоторого критического соотношения атомов алюминия и титана в аморфной фазе начинается упорядочение, приводящее к образованию зародыша интерметаллида.

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ДИСПЕРСНЫХ ОКСИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ РАЗЛИЧНОГО ФУНКЦИОНАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Е.Г.Аввакумов, Л.Г.Каракчиев, А.А.Гусев, О.Б.Винокурова

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г.Новосибирск
e-mail: avvakumov@solid.nsc.ru*

Одним из способов получения нанокристаллических порошков в промышленном масштабе является механохимический синтез, получение нанопорошков механической активацией смесей в энергонапряженных измельчительных аппаратах. Образование дисперсных частиц в ходе механической активации происходит в результате химического взаимодействия между компонентами смеси. Частицы продуктов реакции образуются на контактах реагентов в виде двумерных зародышей, с последующим ростом их в объеме. Размер частиц можно регулировать температурой и временем последующей термической обработки активированных смесей. Образующиеся частицы достигают размеров, сопоставимых с размерами частиц, получаемых золь-гель методом.

Использование в качестве исходных безводных оксидов не является рациональным, поскольку они относятся к абразивным веществам и велик износ оборудования. Разработанный нами метод мягкого механохимического синтеза имеет некоторые преимущества в получении нанодисперсных порошков [1]. Он основан на использовании в качестве исходных твердых гидроксидов и кислот, гидратированных оксидов, основных и кислых солей, кристаллогидратов и т.д. Его использование позволяет снизить уровень механических нагрузок и использовать менее мощные измельчители.

Указанным методом реализованы синтезы соединений $MgAl_2O_4$, $ZrTiO_4$, $ZrSiO_4$, твердых растворов $ZrO_2-Y_2O_3$ и других с размером частиц 20-40 нм [2].

Для проведения реакций в непрерывном режиме разработаны конструкции центробежных планетарных мельниц непрерывного действия [3,4]. Эффективность данных мельниц как измельчителей и активаторов проверена на ряде веществ и реакций.

Работа поддержана РФФИ (проект № 05-03-08029).

- [1]. E. Avvakumov, M.Senna, N.Kosova, Soft Mechanochemical Synthesis: a Basis of New. Chemical Technologies, Boston/Dordrecht/London, Kluwer Academic Publishers,2001.
- [2]. Л.Г.Каракчиев, Е. Г. Аввакумов, О.Б. Винокурова, А.А. Гусев, Н.З. Ляхов // Журнал неорганической химии, 2004.- Т.- 49ю- С.749.
- [3]. Патент РФ № 44265 , МПК⁷ В 02 С 15/08, опубл. 10.03.2005 Бюл. №7.
- [4]. Патент РФ № 55644 , МПК⁷ В 02 С 15/08, опубл. 27.03.2006 Бюл. №24.

ФИЗИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЁМНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА МАССИВНЫХ ИЗДЕЛИЯХ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

В.П.Алехин

*Московский государственный индустриальный университет,
e-mail: alekhin@msiu.ru*

Разработана технология поверхностной упрочняющей ультразвуковой обработки (УЗО) массивных деталей из закалённых конструкционных инструментальных сталей для получения высокой твёрдости и прочности за счёт создания нанокристаллических структур с размером зерна 5-10 нм. С использованием метода просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения с увеличением $\times 10^6$ показана возможность получения при УЗО нанокристаллической структуры с размером зерна 5-10 нм на глубине 15-20 мкм от поверхности обрабатываемого материала (закалённая сталь 4Х5МФ1С) и получение микрокристаллической структуры на глубине 250-300 мкм от поверхности. Об этом свидетельствуют данные по измерению величины микротвёрдости и величины внутренних остаточных напряжений сжатия от поверхности в глубину упрочняемого УЗО материала. При этом наблюдается возрастание твёрдости с исходного уровня 44-46 до 54-56, а в ряде случаев до 68-70 HRC. Технология ультразвуковой финишной и упрочняющей обработки отработана на широком круге реальных промышленных деталей и изделий с различной геометрической формой поверхности – цилиндрической, сферической, тороидальной, винтовой и другой, более сложной, например, на авиационных турбинных лопатках, штампах и др. за счёт применения компьютеризированных технологий. При этом общий размер и вес обрабатываемых деталей в ряде случаев достигали весьма значительных величин. Так, например, УЗО был успешно обработан вал прокатного стана диаметром 800 мм, с диаметром рабочей части 1500 мм и весом 5200 кг.

Рентгеновским методом исследован характер распределения внутренних остаточных напряжений от поверхности в глубину обработанных УЗО материалов и показано, что для закалённой инструментальной штамповой стали 4Х5МФ1С уровень внутренних сжимающих напряжений составляет 800-850 МПа на глубине до 150 мкм от обработанной УЗО поверхности. Далее он постепенно спадает, но сохраняет величину порядка 200-400 МПа до глубины 250-300 мкм.

Исследован предел усталостной прочности закалённой штамповой стали 4Х5МФ1С на базе 10^7 циклов и показано, что после УЗО он увеличивается почти в два раза с 650 МПа (до УЗО) до 1150 МПа.

Методом горячей микротвёрдости показано, что порог термической стабильности, полученной после УЗО nano- и микрокристаллической структуры и соответственно высокого уровня физико-механических свойств составляет 450-500°C.

**РЕАЛИЗАЦИЯ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОЧАСТИЦ
МЕТАЛЛОВ ПРИ СОЗДАНИИ БИОЛОГИЧЕСКИ АКТИВНЫХ ПРЕПАРАТОВ
В МЕДИЦИНЕ БИОЛОГИИ И СЕЛЬСКОМ ХОЗЯЙСТВЕ**

И.П.Арсентьева¹, Н.Н.Глущенко², Г.Э.Фолманис³ Г.В.Павлов⁴,
Т.А.Байтукалов²

¹ *Московский Государственный Открытый Университет*

² *Институт энергетических проблем химической физики РАН*

³ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова*

⁴ *Московская Государственная академия ветеринарной медицины и биотехнологии им.
К.И. Скрябина*

e-mail: arsentyeva_i@msou.ru, nnglu@mail.ru, tabait@mail.ru

Биологическая активность наночастиц металлов известна с 70-х гг. прошлого века. Для проявления указанной активности необходимы следующие условия: 1) наночастицы металлов должны быть сильно окислены, 2) помещены в среду-носитель, 3) препарат должен быть обработан ультразвуком.

Проведенные исследования поверхности и объема наночастиц железа, меди и магния на нанометровом уровне различными методами (ПЭМ, ВРЭМ, РСА, РФЭС, АСМ, мессбауэровская спектроскопия и др.) позволили установить следующее. Металлическая фаза наночастиц заключена в ее ядре, а кислород (порядка 15-20% по массе) содержится в оксидных фазах. Разнообразными методами ПЭМ (ВРЭМ, светлого и темного полей) было установлено, что природа оксидных фаз, их размеры и расположение в препарате зависят от природы основного металла и метода получения биологически активных наночастиц. Общей особенностью всех исследуемых образцов наночастиц железа, магния и меди является то, что оксидные фазы в первую очередь располагаются в виде оксидных (а в случае наночастиц магния и гидроксидных) пленок на поверхности наночастиц, а также в виде собственно оксидных наночастиц. Показано, что биологически активные наночастицы металлов обладают пролонгированным действием из-за наличия на их поверхности защитной оксидной или гидроксидной "шубы", предотвращающей быстрое растворение металла-основы. Созданные препараты на основе наночастиц обладают ранозаживляющей активностью, регенерирующими и бактерицидными свойствами. Использование биологически активных наночастиц железа в сельском хозяйстве позволяет повысить урожайность пшеницы, кукурузы, картофеля, свеклы на 10-40% (обработка семян водной суспензией наночастиц), а при введении в корм животных (птицы, коровы, поросята, рыбы, крабы) увеличить темпы роста, снизить заболеваемость (лейкоз у коров) и увеличить прирост веса (для рыб – 24%).

Таким образом, мультидисциплинарный подход в исследовании биологической активности наночастиц позволил получить вышеуказанные результаты, требующие сотрудничества с организациями, способными содействовать дальнейшему внедрению указанных результатов в производственную практику.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 06-08-01148.

НАНОСТРУКТУРА КОСТНЫХ КАНАЛЬЦЕВ ПРИ ОСТЕОПОРОЗЕ И ДЕЙСТВИИ ФТОРА

О.А.Бабенко,¹ А.А.Гайдаш,¹ В.И.Белый,² В.С.Данилович,² А.А.Расторгуев.²

¹ *Научный Центр клинической и экспериментальной медицины СО РАМН
(Новосибирск),*

² *Институт неорганической химии СО РАН (Новосибирск)
e-mail: layma@ngs.ru*

Структурно-функциональной единицей пластинчатой кости является темплат, состоящий из фибриллярного белка коллагена и гидроксилатапата. Кристаллы апатита размерами до 200 Å покрыты гидратной оболочкой и ориентированы вокруг главных участков коллагена. Не ясно, в каких физико-химических условиях осуществляется кристаллизация аморфных частиц фосфатов кальция. Ключевую роль в этих процессах играет вода, ее транспорт и обмен не только в нанопространствах темплатов, но и в системе костных канальцев. При этом тонкая структура костных канальцев, включая рельеф поверхности и морфологию мембран, остаются мало изученными.

Цель работы - установление особенности структуры костных канальцев при остеопорозе и действии фтора.

Эксперименты выполнены на крысах Вистар. Состояние остеопороза моделировали с помощью гонадэктомии. Фторид натрия вводили в дозе 0,5 мг/кг. Продолжительность опыта 1 месяц. Образцы бедренных костей фиксировали в 4% глютаральдегиде, 1% осмиевой кислоте, высушивали в этиловом спирте и вакууме ~ 10⁻⁵ тор. Электронно-микроскопические исследования выполнены на микроскопе Jeol JSM 6700F.

У крыс контрольной группы мембраны костных канальцев представлены муфтами уплотненного костного матрикса, толщиной от 1 до 5-7 мкм. Со стороны просвета мембраны пронизаны множественными отверстиями размерами от 100 до 300-450 нм. Поверхность отверстий имеет сетчатую структуру и состоит из слабо минерализованных нитей коллагена. Значительная часть нитей расположены упорядоченно и формируют структуры, напоминающие винтовую резьбу с шагом 15-20 нм. Указанные отверстия дают начало наноканалам, которые прогрессивно сужаются и направлены в сторону костного матрикса. Вне данных каналов поверхность канальцев гладкая, складчатая, местами перекрыта шторками. С внутренней стороны мембраны шероховаты и отстоят от костного матрикса. Матрикс представлен дискретными структурами, имеющими с торца полигональную форму, размерами до 400 нм. У крыс с остеопорозом выявляются очаги деминерализации коллагеновых волокон и множественные сквозные дефекты на поверхности канальцев. Местами фибриллы разволокнены и свободно свисают. В просвете многих канальцев расположены шары диаметром от 300 нм, связанные с деминерализованными коллагеновыми нитями. У крыс, подвергнутых действию фтора, мембраны утолщены. В стенке мембран видны множественные трещины и очаги гиперминерализации матрикса. Количество наноканалов уменьшено. На поверхности канальцев имеются нано-и микрофиты, состоящие из гидроксилатапата с содержанием фтора до 9%. Просвет значительной части канальцев сужен, перекрыт множественными шторками, местами облитерирован.

Выводы: на ранних стадиях остеопороза развиваются деструктивные изменения в тонкой структуре костных канальцев, ухудшающие транспорт воды. Фтор, в терапевтических дозах, усугубляет данные эффекты.

СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА НЕОРГАНИЧЕСКИХ ВОЛОКНАХ

Н.И.Бакланова¹, Т.М.Зима¹, А.Т.Титов², Б.Н.Зайцев³

¹ *Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского Отделения Российской академии наук, 630128 Новосибирск*

² *Объединенный Институт геологии, геофизики и минералогии Сибирского Отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск*

³ *Государственный центр вирусологии и биотехнологии «Вектор»
630559 п. Кольцово Новосибирская обл.
e-mail: baklanova@solid.nsc.ru*

Термомеханические свойства композиционных материалов, армированных углеродными (УВ) или карбидокремниевыми волокнами, в значительной мере зависят от степени адгезии между волокнами и матрицей, которая, в свою очередь, определяется состоянием поверхности волокон. Для того, чтобы композит не был излишне хрупким, необходима оптимальная прочность связи волокно-матрица, которая достигается нанесением на УВ или SiC волокна специальных покрытий, которые могли бы легко деформироваться под действием приложенных напряжений. Другой важнейшей функцией покрытий является защита волокон от окисления при высоких температурах.

С помощью реакционного осаждения из газовой фазы (RCVD), золь-гель технологии и пиролиза кремнийорганических полимеров (PIP) разработаны подходы для нанесения многокомпонентных покрытий на основе карбидов тугоплавких металлов и карбида кремния, а также тугоплавких оксидов на углеродные и SiC волокна конструкционного назначения. Подходы позволяют наносить наноструктурные однородные покрытия на монофиламенты, собранные в жгуты и ткань.

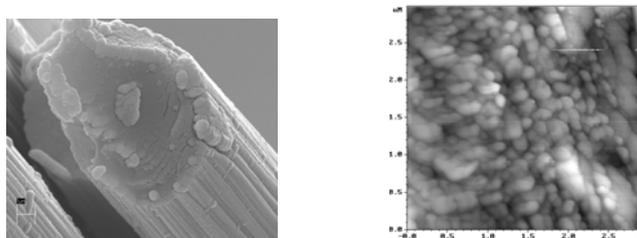


Рис. СЭМ изображение углеродного волокна с HfC/SiC покрытием (слева) и АСМ изображение нанорельефа SiC волокна с ZrO₂ покрытием (справа).

Способность материала сопротивляться распространению трещины зависит от его микроструктуры. Так как толщина покрытий не превышает 200-300 нм, для изучения микроструктуры были использованы современные аналитические методы. В настоящей работе обсуждаются результаты изучения морфологии, структуры, элементного состава, нанорельефа тонких наноразмерных покрытий на углеродных и карбидокремниевых волокнах с помощью рентгенофазового анализа, сканирующей электронной микроскопии высокого разрешения, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, энерго-дисперсионной спектроскопии, микро Рамановской спектроскопии, атомно-силовой микроскопии.

СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

П.А.Витязь, Л.В.Судник, Л.В.Маркова

*ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАН Беларуси, Минск
e-mail: lsudnik@tut.by*

Проблемы получения и практического применения композиционных материалов с наноразмерными структурными составляющими находят свое дальнейшее разрешение в прогрессивных технологических приемах. Методы порошковой металлургии находятся в авангарде создания материалов на основе наноструктурированных ультрадисперсных порошков, так как позволяют сохранять размерность исходных компонентов, способствуют формированию в процессе спекания кластеров, продуктов микросегрегации и создают благоприятные условия для формирования нанометрических структур.

Разработана технология и установка для получения исходных матричных порошков оксида алюминия в активной форме: γ -Al(OH)₃.

Технология изготовления изделий определялась требуемым сочетанием механических и специальных свойств. Полученные образцы со структурой различной пористости: от 50 %-ой до высокоплотной.

Таблица - Область применения оксидов и гидроксидов алюминия

Порошок	Применение
Al(OH) ₃ -гиббсит	Наполнитель при получении негорючих композиций с полимерами, использующихся в качестве тонких покрытий
Al(OH) ₃ -гиббсит	Огнезащитные составы - антипирены
Al(OH) ₃ -гиббсит	Наполнитель в композиции с целлюлозой и акриламидом для получения дезодорирующей и негорючей бумаги
Al(OOH)-бемит	Наполнитель - пигмент
Al(OOH)-бемит	Изготовление цветных лаков (фармацевтическая промышленность)
Al(OOH)-бемит	Изготовление искусственного мрамора с полимерами
Al(OOH)-бемит	Получение декоративных материалов: каменных красок, смальт
α -Al ₂ O ₃ – корунд	Производство люминофоров золь-гель методом состава (Ca-Zn)O-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ на основе Al ₂ O ₃
α -Al ₂ O ₃ – корунд	Изготовление абразивных и шлифовальных инструментов
α -Al ₂ O ₃ – корунд	Получение расклинивающих агентов на основе Al ₂ O ₃ (для нефтеперерабатывающей промышленности)
α -Al ₂ O ₃ – корунд Al(OOH)-бемит	Производство антисептических зубных паст в композициях с гликолями
Порошок	Область применения
Al(OOH)-бемит	Изготовление корундовой керамики (в качестве модифицирующей добавки – 15-20 %)
Al(OOH)-бемит	Изготовление нанокристаллических композиционных фольг (в качестве упрочняющей фазы – 1 %)
α -Al ₂ O ₃ – корунд	Изготовление композиционных материалов на основе стеклоткани Т-10 и эпоксидной смолы ЭД-6 (нанесение на поверхность материала гелевого состава с наполнителем из нанокристаллического корунда)

БИОИНЖЕНЕРНЫЙ И МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЙ ПОТЕНЦИАЛ НАНОКОМПОЗИТА СИСТЕМЫ УГЛЕРОД-УГЛЕРОД

Г.М.Волков

МГТУ-МАМИ, Москва

Уникальные свойства углеродного нанокompозита и наличие промышленной технологии его получения создали предпосылки для его применения в современном машиностроении.

Углеродный нанокompозит обеспечивает работоспособность запирающего элемента искусственного клапана сердца, который должен выдерживать около 40 млн. двойных ударов в химически активной среде нативной крови. Ресурс безотказной работы нанокompозита в данных условиях соизмерим с продолжительностью жизни человека с 5-кратным запасом.

Применение углеродного нанокompозита позволило существенно улучшить технико-экономические показатели термоядерных реакторов типа Токомак серии Т-4, Т-3М и Т-7. Изготовленная из него диафрагма ограничивала рабочее тело реактора из детериево-тритиевой плазмы с температурой около 100 млн град в течение 8000 рабочих циклов реактора без следов видимых разрушений. Потеря мощности на излучение плазмы уменьшилась в 3 раза, количество полезных импульсов возросло в 5 раз, интенсивность рентгеновского излучения снижена в 20 раз.

Углеродный нанокompозит служит эффективным антифрикционным материалом уплотнений, работающих при высоких окружных скоростях вращения и высоких параметрах рабочей среды энергонасыщенных узлов трения современных машин новой техники. По коэффициенту трения нанокompозит в 5 раз превосходит традиционные материалы. Он не теряет своих физико-механических свойств до 2000°С.

Антифрикционный вкладыш газодинамического подшипника из углеродного нанокompозита не имеет следы износа после 2000 циклов пуск-останов при минимальном значении коэффициента трения при трогании с места. Он хорошо работает практически с любым контртелом. Важным преимуществом является отсутствие схватывания с металлической поверхностью вала в условиях динамического торможения.

ФОРМИРОВАНИЕ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ СО СВЕРХТОНКИМИ АБСОРБЕРАМИ НА ОСНОВЕ МАТРИЦ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОКСИДОВ ЦИНКА И ТИТАНА

С.А.Гаврилов, А.В.Железнякова, В.К.Тузовский

*Московский Государственный Институт Электронной Техники
(Технический Университет), e-mail: pcfme@miee.ru*

В связи с ростом стоимости традиционных источников энергии и с наметившимся дефицитом кремниевых пластин, которые традиционно являются основой для солнечных элементов, возрастает интерес к технологии создания солнечных элементов нового поколения, характеризующихся низкой себестоимостью и отличающихся низкой техногенной нагрузкой на окружающую среду.

Низкотемпературные процессы весьма привлекательны по причинам, связанным с возможностью комбинирования органических и неорганических материалов или стоимостного фактора в производстве. Например, гетероконтакт между сульфидными полупроводниками может быть сформирован при низких температурах с помощью жидкофазного осаждения.

Среди различных методов формирования тонких пленок жидкофазные технологии имеют определенные преимущества. Эти технологии технически не сложны в осуществлении для исследователя. Кроме того, используются относительно умеренные условия. Осаждение происходит на воздухе или в закрытом сосуде при комнатной температуре и нормальном давлении. С точки зрения стоимости процессов изготовления и использования в масштабных промышленных процессах методы молекулярного наплавления наиболее предпочтительны.

В последнее время в нашей стране и за рубежом интерес к наноматериалам возник со стороны разработчиков солнечных элементов в частности активно развивается концепция фотоэлектрических преобразователей на основе гетеропереходов с ультратонким абсорбером, сформированном в матрице полупроводниковых нанокристаллических оксидов цинка и титана. Тонкие слои необходимы для того чтобы максимально устранить потерю носителей заряда на ловушках, обусловленных наличием большого количества дефектов. В данной работе гетероконтакт для генерации носителей заряда был сформирован на основе ультратонких слоев гидроксо-сульфидов или гидроксо-селенидов металлов. Ультратонкие слои халькогенидов металлов были получены технологией SILAR - Successive Ionic Layer Adsorption and Reaction (последовательная адсорбция ионов по слоям и реакция) с последующим одновременным отжигом двух слоев при низкой температуре на воздухе. Благодаря использованию в качестве подложки нанокристаллических оксидов титана или цинка, обладающих развитой поверхностью, рассеяние света обеспечивает высокую эффективность генерации неравновесных носителей в сверхтонком поглощающем слое. Использование нанометровых поглощающих свет пленок снижает расстояние между электродами солнечного элемента, что значительно снижает требования к структурному качеству и электронным свойствам применяемых материалов.

Теоретически в таких элементах может быть достигнут КПД преобразования солнечной энергии до 10%, что при низкой себестоимости изготовления говорит об экономической эффективности производства таких приборов.

ПОВЕДЕНИЕ НАНОПОРОШКОВ МЕДИ В СИНТЕТИЧЕСКОЙ БИОЛОГИЧЕСКОЙ СРЕДЕ

А.Ю.Годымчук, К.Мидандер, А.А.Ладова

*Томский политехнический университет,
e-mail: godymchuk@tpu.ru*

Человечество не только не собирается отказываться от производства высокоактивных металлических нанопорошков, но и собирается значительно расширить их производство. Например, нанопорошки меди, никеля, цинка и железа значительно улучшают характеристики присадочных средств и масел, применяемых в триботехнике. И перед тем, как отказаться от лабораторно-промышленного получения в пользу масштабного производства нанопорошков, необходимо, так или иначе, решить вопрос, связанный с токсичным действием металлических порошков на здоровье человека.

Уже много написано о том, какими высокоэффективными сорбентами являются микроорганизмы. В то же время в силу индустриального развития все чаще можно встретить результаты исследований влияния переходных металлов на здоровье человека при попадании на кожу, открытые участки, в респираторный и пищевой тракты. При производстве, работе и исследовании металлических порошков, не смотря на все меры предосторожности, при вдыхании в респираторный тракт человека попадают частички, способные вызвать неотвратимый токсичный эффект.

Объектом исследований являлись нанопорошки меди, полученные с помощью электрического взрыва металлических проводников. Данный метод предполагает распыление металлических проводников мощными импульсами тока (до 500 кА) при разряде батареи конденсаторов. Для сохранения активности порошки пассивировались медленным окислением кислородом воздуха.

В качестве синтетической биологической среды использовался раствор фосфатного буфера (аналог человеческого пота) состава, г/л: NaCl - 8.77; Na₂HPO₄ - 1.28; KН₂PO₄ - 1.36, pH ≈ 7.3. Навески нанопорошков выдерживались в приготовленном растворе при - 37 °С. В отработанном растворе на атомном абсорбционном спектрометре в течение суток определяли концентрацию меди (Cu²⁺). Методика адаптирована в лаборатории Коррозии Технического университета г.Стокгольма, Швеция [Klara Midander et al. In vitro studies of copper release from powder particles in synthetic biological media // Environmental pollution, 2006].

С помощью такой методики были изучены: нанопорошки меди разной дисперсности и порошки, полученные из сплавов металлов: Cu-Zn, Cu-Ni и Cu-Fe.

Основным результатом является обнаружение значительного количества соединений меди в отработанном растворе после его контакта с нанопорошком меди. Согласно полученным результатам наиболее значимыми параметрами, влияющими на скорость перехода катионов металлов в раствор, являются размер частиц и их состав. Показано, что в диапазоне 100-400 нм с уменьшением размера частиц уменьшается количество и скорость перехода катионов металлов в раствор. Изучение поведения бинарных металлических частиц Cu-Zn, Cu-Ni, Cu-Fe показало, что в присутствии добавок в ряду Fe-Zn-Ni наблюдается уменьшение скорости перехода и количество катионов меди в биологическую среду.

НАНОКОМПОЗИТЫ С БИОЛОГИЧЕСКИ АКТИВНЫМИ ВЕЩЕСТВАМИ

Т.Ф.Григорьева, Т.В.Маяцкая¹, И.А.Ворсина, А.П.Барина, Н.З.Ляхов

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск

e-mail: grig@solid.nsc.ru

¹*Институт красоты, Москва*

Механическая активация смесей биологически активных органических кислот, спиртов и других соединений с различными носителями приводит к образованию композита, в котором достигается ультрадисперсное состояние как для органических соединений, так и для носителей - слоистых силикатов, природных или синтетических полимеров.

Такие механокомпозиты представляют собой материалы с новыми ценными свойствами. Они могут быть использованы для приготовления материалов твердофазной лечебной косметики и биологически активных пищевых добавок. Биологически активная органическая составляющая гомогенно распределена на поверхности носителя и легко отщепляется от неё, в то же время нейтрализация протонов кислоты обеспечивает отсутствие раздражающего действия на организм человека. Кроме того, носитель – слоистый силикат обладает высокой сорбционной способностью и может защищать организм человека от различного рода интоксикаций.

Нанокompозит с носителем, который сам является биологически активным веществом, позволяет существенно расширить спектр композитных лекарственных форм и повысить их эффективность. В качестве такого носителя используется, например, арабиногалактан. Лекарственные формы с ним очень эффективные, поскольку он сам является биологически активным веществом, обладающим широким спектром иммунобиологической активности: гастропротекторным, иммуномодулирующим, мембранотропным. И что очень важно, совершенно нетоксичен. Использование арабиногалактана в качестве носителя, например, в твердофазных препаратах лечебной косметики будет способствовать не только более глубокому проникновению биологически активных веществ в кожу, но и повышению их всасываемости, увеличению их биодоступности.

Получены и исследованы механокомпозиты арабиногалактана с органическими кислотами, природными и синтетическими полимерами, а также нанокompозиты некоторых антибиотиков

Работа выполняется в рамках интеграционной программы Президиума РАН 8.15 «Разработка методов получения химических веществ и создание новых материалов» и интеграционного проекта Сибирского отделения РАН № 98 «Механокомпозиты – прекурсоры для создания материалов с новыми свойствами».

БЫСТРОРАСТВОРИМЫЕ КОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В ФАРМАЦИИ

А.В. Душкин, В.В. Болдырев

*Институт химии твёрдого тела и механохимии СО РАН, 630128, Россия,
г. Новосибирск, ул. Кутателадзе 18
e-mail: dushkin@solid.nsc.ru*

Как правило, в медицине лекарственные вещества используются в виде так называемых лекарственных форм - специальным образом приготовленных смесей фармацевтически активных ингредиентов с многофункциональными вспомогательными веществами. Именно состав этих веществ, а также способы приготовления смесей – композитных твердых дисперсных систем - во многом определяют эффективность и безопасность лекарств.

В Институте химии твердого тела и механохимии СО РАН разработана оригинальная технология получения быстрорастворимых твердых дисперсных систем реакционно-способных компонент - органических кислот и оснований - фармацевтических веществ. Суть технологического процесса заключается в механической обработке порошкообразной смеси исходных веществ ударно-стирающими воздействиями в специальных мельницах. В результате формируются композитные частицы порошка с развитой поверхностью контакта твердых фаз компонент. Уникальной особенностью таких материалов является быстрая реакция нейтрализации при гидратации (растворении) с образованием раствора соли фармацевтического вещества.

Аналогичным образом получают твердые дисперсные системы малорастворимых лекарственных веществ и хорошо растворимых наполнителей – синтетических и природных гидрофильных полимеров, их твердые растворы и межмолекулярные комплексы. Причем механическая обработка способствует образованию более «прочных» комплексов, повышая водорастворимость исходных лекарственных субстанций.

На основе вышеописанной технологии получены лабораторные образцы лекарственных форм широкого круга лекарственных веществ повышенной фармакологической эффективностью.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННАЯ КЕРАМИКА ДЛЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МЕМБРАН

В.В.Зырянов

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск
e-mail: vladi@mail.nsk.ru

Создание твердооксидных топливных элементов (SOFC) и каталитических мембранных реакторов (CMR) призваны поднять на качественно новый уровень производство энергии и переработку природного газа в синтез-газ и другие продукты. Эти, разные на первый взгляд, направления объединяет необходимость создания селективных по кислороду керамических мембран – с кислородной проводимостью для SOFC и со смешанной - для CMR. Анализ ситуации в этой области показывает, что успеха можно добиться только комбинацией наилучших совместимых решений, включая низкую стоимость материалов и операций, оптимальную архитектуру, высокие характеристики мембранных материалов. В докладе будет предложен новый путь решения проблемы на основе многослойных мембран. Уже стало очевидным, что однофазных материалов с достаточной кислородной проницаемостью и высокой долговечностью в обеих газовых средах – восстановительной и окислительной, не существует. Снижение температуры для повышения долговечности возможно лишь до определенного уровня, определяемого качеством катализатора, из-за образования кокса. Поскольку даже разработка удовлетворяющих всем требованиям материалов не гарантирует успеха из-за ценового барьера, в предлагаемом подходе изначально используются только дешевые технологичные совместимые операции. Высокая проницаемость достижима только в тонких мембранах порядка 5-10 мкм, которые требуют несущей подложки. Требование совместимости материалов выходит на первый план. Разработана литьевая технология изготовления пористых подложек из стеклокристаллического композита, не создающих ограничений при создании керамических проводящих слоев. Для нанесения керамических слоев той же технологией литья применяются узкие фракции нанопорошков сложных оксидов, полученных механохимическим керамическим методом. Обнаружено, что наноструктурированная керамика из полученных порошков обладает повышенными транспортными свойствами при $T \sim 600$ К. Применение сложных композиций для мембранных материалов со структурой перовскита и флюорита не только позволяет совместить различные керамические слои по разным параметрам, но и стабилизировать неизбежное наноструктурирование при спекании до газоплотной керамики. Ведутся исследования по оптимизации составов материалов на основе $Zr(Sc)O_{2-x}$ для стабилизации высокой проводимости в области рабочих температур ~ 900 К. Основная сложность предлагаемого нового подхода заключается в огромном числе параметров, требующих оптимизации. В то же время, главные проблемы уже решены, а для следующих по важности предложены алгоритмы их ускоренного решения. В пробных реакторах с близкой к промышленным по рабочей поверхности ~ 40 см² уже достигнут неплохой уровень – неселективная проницаемость по трещинам и дефектам мембраны составляет лишь 0,3%.

Работа выполняется при поддержке РФФИ, грант 06-03-32131, НШ-4505, СО РАН, Интеграционный проект № 95, МНТЦ, 3234.

**ПРИМЕНЕНИЕ НАНОТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ СИНТЕЗА КЕРАМИК
НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С УЛУЧШЕННЫМИ
МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ**

В.В.Иванов, В.Р.Хрустов, А.С.Кайгородов, С.Н.Паранин, А.В.Спирин

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург
t-mail: ivanov@iep.uran.ru

Оксид алюминия является одним из наиболее перспективных керамических материалов для широкого спектра конструкционных применений с энергонапряженными условиями эксплуатации благодаря сочетанию высокой твердости, термостойкости, химической инертности, с одной стороны, и доступности, с другой стороны. Керамики на основе Al_2O_3 целесообразно разрабатывать для изготовления ответственных износостойких деталей машин, подвергающихся интенсивному воздействию эрозионного, абразивного и ударного характера, в том числе в агрессивных средах при высоких температурах. Однако распространенные керамики на основе Al_2O_3 с крупнокристаллической структурой характеризуются хрупкостью, низкой трещиностойкостью и высокой чувствительностью к эрозионному и абразивному воздействию, что значительно ограничивает их износостойкие применения. Создание и использование прочной керамики оксида алюминия приведет к многократному улучшению эксплуатационных характеристик широкого спектра объектов техники,

Известно, что многократное повышение износостойкости керамик, в том числе на основе Al_2O_3 , может быть реализовано на пути создания материала с тонкой однородной структурой, предельной плотностью, высокой твердостью и трещиностойкостью. При заданном фазовом составе важно синтезировать керамику с наименьшим нанометровым масштабом структуры при высокой однородности, минимальной пористости и с хорошо сформированными межкристаллитными границами. Подобные условия, как правило, обеспечивают высокую трещиностойкость и твердость керамики. Потенциальные предсказываемые возможности наноструктурных керамик стимулировали широкий поиск методов для получения керамик на основе Al_2O_3 с оптимальным соотношением «микротвердость-трещиностойкость».

Методами магнитно-импульсного прессования и спекания изучено формирование керамик на основе Al_2O_3 , в том числе из композитных нанопорошков Al_2O_3+Al разного состава. Особенностью микроструктуры таких керамик является распределение наноразмерной фракции кристаллитов Al_2O_3 на границах более крупных кристаллов с характерным размером 1-2 мкм. Исследованы механические свойства керамик методом индентирования. Наилучшим сочетанием характеристик микротвердости и трещиностойкости (19.4 ГПа и 7.3 МПа·м^{0.5}, соответственно) обладает керамика, полученная из композитного нанопорошка с 15%-ным содержанием металлической фракции при давлении прессования 0.3 ГПа и температуре спекания 1550°C. Установлено, что использование композитных нанопорошков с металлической фракцией (Al_2O_3+Al) по сравнению с нанопорошками чистого оксида позволяет снизить необходимое давление прессования до 5 раз без потери в плотности и целостности керамического изделия. Продемонстрировано получение из композитного нанопорошка с 15%-ным содержанием металлической добавки керамических образцов сложной формы в виде толстостенных труб.

НАНОКОМПОЗИТЫ И НАНОРАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ В ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРАХ

Н.В.Косова, Е.Т.Девяткина

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
e-mail: kosova@solid.nsc.ru*

В последние годы возрос интерес к наноразмерным электродным материалам для литий-ионных аккумуляторов. Уменьшение размеров частиц способствует сокращению диффузионных путей для ионов лития по сравнению с материалами микронных размеров и к увеличению поверхности контакта между электродом и электролитом, что в результате приводит к ускорению ионного транспорта и процессов заряда/разряда в аккумуляторах. Отмечено увеличение разрядной емкости за счет более полного использования объема частиц материалов и устойчивости при циклировании благодаря лучшей адаптируемости наноразмерных частиц к изменению объема в ходе внедрения/экстракции ионов лития.

Для приготовления наноразмерных катодных и анодных материалов в работе был использован современный, сухой механохимический метод – реальная альтернатива дорогим растворным методам. Показано, что диспергирование $\text{Li}_2\text{Ti}_3\text{O}_7$ и $\text{Li}_4\text{Ti}_5\text{O}_{12}$ в высоконапряженных планетарных активаторах приводит к улучшению их анодных свойств: увеличению разрядной емкости, уменьшению поляризации, расширению области образования твердых растворов, сглаженности разрядных кривых. В случае механокомпозитов на основе данных оксидов, обладающих низкой электронной проводимостью, и углерода в качестве электрон-проводящей добавки наблюдается уменьшение порога перколяции до 10% С.

Методом механической активации получены и исследованы композиционные катодные и анодные материалы на основе двух электрохимически активных соединений: LiCoO_2 и LiMn_2O_4 . Использование таких композитов позволяет уменьшить стоимость и токсичность катодного материала по сравнению с коммерчески используемым в настоящее время кобальтитом лития. Установлено уменьшение деградации катода, обусловленной механическими изменениями электрода в процессе циклирования, поскольку известно, что решетка LiCoO_2 расширяется при интеркаляции ионов лития, а решетка LiMn_2O_4 , напротив, сжимается.

Для предотвращения нежелательного взаимодействия поверхности катодных материалов с растворами электролитов в ходе циклирования разработаны и исследованы композиционные материалы из «ядра» и «оболочки» (“core-shell” composites), состоящей из наноразмерных частиц инертных соединений. Поверхностные покрытия приводят к повышению устойчивости циклирования LiCoO_2 и LiMn_2O_4 и увеличению разрядной емкости за счет повышения верхнего напряжения циклирования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 05-03-32703) и интеграционных проектов СО РАН.

**ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ СВЯЗКИ ДЛЯ
АЛМАЗНОГО ИНСТРУМЕНТА И НАНОСТРУКТУРНЫЕ
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ (ОБЗОР).**

Е.А.Левашов, В.В.Курбаткина, Д.В.Штанский, Е.И.Замулаева

Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет)
e-mail: levashov@shs.misis.ru

В докладе представлен обзор результатов, полученных за последние два года в Научно-учебном центре СВС и на кафедре порошковой металлургии и функциональных покрытий МИСиС.

Изучено влияние нанодисперсного компонента на структуру, физико-механические, трибологические и абразивные свойства стандартных связок (В13, V7, V21, V7-103, Со) алмазного инструмента. Установлено заметное увеличение прочности на изгиб, ударной вязкости, твердости, износостойкости связок, многократное снижение коэффициента трения. Создана промышленная технология и серийное производство высококонкурентного алмазного режущего инструмента (алмазных дисков, сверл и перлин для алмазных канатов) для стройиндустрии и камнеобработки на основе алмазосодержащих материалов с дисперсно-упрочненными наночастицами связками.

Разработаны дисперсно-упрочненные наночастицами электроискровые (ЭИЛ) покрытия, а также электродные материалы и оборудование для их получения. Создано три класса электродных материалов для ЭИЛ нанесения наноструктурных и дисперсно-упрочненных наночастицами покрытий: *дисперсионно-твердеющие керамики* на основе карбида титана; *металлокерамические электроды*, в состав которых вводятся малые добавки нанодисперсных тугоплавких соединений для 5-10 кратного модифицирования структуры сплавов и одновременного роста трещиностойкости, прочности на изгиб, твердости, жаростойкости; *наноструктурный спеченный* твердый сплав WC-Co. Проведены расчеты коэффициентов полярного массопереноса в дуге разряда для случаев нано- и микроструктурных электродных материалов. Изучена кинетика осаждения, структура и свойства покрытий.

По технологии магнетронного напыления получены новые типы многокомпонентных наноструктурных покрытий (МНП) в системе (Ti,Cr)-(Al,Si,Cr,Mo)-(C,B,N). Показано, что по своим физико-механическим и трибологическим свойствам МНП значительно превосходят традиционные покрытия на основе TiN, TiC, TiCN и TiAlN.

В кооперации с МНИОИ П.А. Герцена, РОНЦ РАМН, ЦНИИ Стоматологии, ФГУ НИИ Трансплоонтологии и искусственных органов разработан новый подход к конструированию биосовместимых МНП, основанный на введении в состав покрытия на основе карбида, карбонитрида или силицида титана дополнительных элементов, которые улучшают механические и трибологические свойства, обеспечивая биоактивность, биосовместимость и отсутствие цитотоксичности поверхности. Неорганические добавки CaO, ZrO₂, Ca₃(PO₄)₂, TiO₂, KMnO₄ и ГАП (Ca₁₀(PO₄)₆(OH)₂) вводятся на этапе получения композиционных мишеней. Разработаны методики оценки биосовместимости МНП *in-vivo* на моделях титановой и тефлоновой пластины с покрытием, имплантированной под кожу животным. Проведены испытания, устанавливающие химическую и биологическую безопасность имплантатов с МНП.

НАНОСТРУКТУРНАЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИКА, ПОЛУЧЕННАЯ МЕТОДОМ ВЗРЫВНОГО СИНТЕЗА И КОМПАКТИРОВАНИЯ

О.И.Ломовский, В.И.Мали¹, Д.В.Дудина, М.А.Корчагин

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск

¹*Институт гидродинамики им.Лаврентьева СО РАН, Новосибирск*

Композиты TiV₂-Cu в наноструктурном компактном состоянии перспективны для создания высокопрочных и электроэрозионностойких материалов. Синтез порошковых нанокомпозитов является первым этапом получения компактных материалов с наноструктурой. Установлено, что для сохранения дисперсности зерен керамической фазы в объемном материале необходимо использовать неравновесные методы синтеза и компактирования.

Синтез при воздействии взрывной волны характеризуется особыми условиями, которые не реализуются в других методах синтеза: действие высоких давлений и высоких скоростей деформации во временном интервале порядка 10⁻⁶с. В данной работе диборид титана синтезирован в медной матрице в условиях взрывного воздействия на порошковую смесь Ti-V-Cu. Показано, что при иницировании реакции в неактивированной смеси порошков Ti-V-Cu реакция протекает не полностью, в системе обнаруживается не прореагировавший титан. Механическая активация исходной порошковой смеси позволяет увеличить выход продукта реакции. Размер частиц диборида титана в центральной части компакта, полученного из механически активированной смеси составляет 100-300 нм. Высокая дисперсность частиц диборида титана, по-видимому, связана с относительно низким давлением синтеза и невысокими средними температурами при синтезе. Присутствие медной матрицы, приведенной в тесный контакт с реагентами в процессе механической активации, также способствует отводу тепла из зоны реакции. Иницирование реакции между титаном и бором может быть вызвано ударным сжатием пор в порошковом образце и локальным возрастанием температуры в окрестности поры.

Проведено сравнительное исследование микроструктуры компактов, полученных одновременным синтезом и компактированием в системе Ti-V-Cu, и образцов, полученных консолидацией уже прореагировавшей смеси, то есть нанокомпозита TiV₂-Cu. Нанокомпозиты TiV₂-Cu с размером частиц диборида титана 50-100 нм были получены методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с предварительной механической активацией элементных порошков в планетарной шаровой мельнице и последующей механической обработкой продукта СВС. Синтезированные порошки были компактированы взрывом в тех же условиях, которые были использованы при взрывном синтезе. Сравнение микроструктуры компактов показывает, что в случае компактирования ранее синтезированного композита, материал имеет более высокую плотность. Размер частиц диборида титана в компакте сохраняется на нанометровом уровне.

Работа выполнена при поддержке Интеграционного Проекта №106 СО РАН (2006-2008).

ВИСМУТОВЫЕ НАНОБИОКОМПОЗИТЫ

Ю.И. Михайлов, Ю.М. Юхин, А.В. Минина, К.Ю. Михайлов В.В. Болдырев

Институт химии твёрдого тела и механохимии СО РАН г. Новосибирск

e-mail: Yukhin@solid.nsk.su

Сибирский университет потребительской кооперации, г. Новосибирск

e-mail: natural@sibupk.nsk.su

Нанобиокомпози́ты на основе коллоидных солей висмута в виде жидких и твердых лекарственных форм уже получили широкое распространение в медицинской практике [1,2].

Значительно меньше сведений имеется относительно биологической активности металлического висмута. Наноразмерные частицы висмута можно получать с помощью топохимических реакций термического разложения его солей. Длинноцепочечные монокарбоксилаты висмута с полиядерным катионом и анионом с общей формулой $\text{CH}_3(\text{CH}_2)_n\text{COO}^-$, например, оксогидроксостеарат висмута (C_{18}) [3] и оксогидроксолаурат висмута (C_{12}) [4] в инертной среде разлагаются с образованием металлического продукта. Особенностью этих соединений является их слоистая структура, в которой слои поликатионов разделены слоями углеводородных радикалов. При их нагревании вначале происходит переход из кристаллического в мезоморфное жидкокристаллическое состояние с разупорядочением углеводородных радикалов. Сам гексаядерный катион $[\text{Bi}_6\text{O}_4(\text{OH})_4]^{6+}$ фактически является предшественником кластерной частицы висмута. Действительно, такие частицы и образуются по ходу реакции, а углеводородные радикалы препятствуют их слиянию.

Наноконпози́ты из частиц висмута с содержанием 0,5% на поверхности цеолита были приготовлены путем пропитки минерального сорбента раствором оксогидроксолаурата висмута с последующим нагреванием. Испытания на стандартных типовых культурах микроорганизмов (золотистый стафилококк, синегнойная и картофельная палочки) выявили достаточно высокую биологическую активность препаратов [5]. Поскольку использование монокарбоксилатов висмута в качестве химических предшественников наноразмерных частиц висмута обеспечивает повышенную химическую чистоту продукта, это открывает перспективы для продолжения исследований.

- [1] Юхин Ю.М., Михайлов Ю.И. Химия висмутовых соединений и материалов. - Новосибирск: Издательство СО РАН, 2001. - 360 с.
- [2] Новые химические системы и процессы в медицине: материалы межрегион. Научно-практ. конф. с международным участием.; СибУПК. - Новосибирск. - 2002. - 276 с.
- [3] Минина А.В. Синтез и термическое разложение стеаратов висмута //Дисс... канд. хим. наук. - Новосибирск, 2003. - 163с.
- [4] Михайлов К.Ю. Физико-химические свойства и термические превращения лауратов висмута //Дисс... канд. Физ.-мат. наук. - Новосибирск, 2005 - 215с.
- [5] Серебро и висмут в медицине: материалы научно-практ. конф. с международным участием.; СибУПК. - Новосибирск, 2005. - 316 с.

ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ

В.В.Молчанов, М.Н.Щучкин¹, С.В.Богданов, В.И.Малинов¹, А.Ю.Возлеева¹

Институт катализа СО РАН, Новосибирск,

¹ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», Саров, e-mail: smn@astra.vniief.ru

В РФЯЦ-ВНИИЭФ (Саров) разработана технология получения дисперсных металлов методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Взаимодействие происходит между соединениями металлов и органическими веществами.

Металлическая медь, полученная методом СВС в основном представлена крупными частицами размером от 100 до 400 нм. Однако эти частицы имеют блочное строение с размером блоков менее 100 нм, в связи с чем, этот материал можно отнести к классу наноструктурных. В образце присутствуют также частицы меди с размерами менее 10 нм. Средний размер кристаллитов металлической меди по данным дифракции рентгеновских лучей 110 нм. Удельная поверхность образца по методу БЭТ составляет 65 м²/г.

В образце металлического никеля имеются агломераты частиц размером 100-500 нм. Частицы никеля, составляющие агломераты, представляют собой нити диаметром около 2 нм хаотично расположенные относительно друг друга. Таким образом, этот материал можно отнести к классу наноструктурных. Средний размер кристаллитов металлического никеля по данным дифракции рентгеновских лучей 75 нм. Удельная поверхность образца по методу БЭТ составляет 75 м²/г.

Если для проведения СВС используется смесь соединений никеля и меди, происходит образование сплавов, что доказывается методом рентгенофазового анализа. По положению дифракционных максимумов проведен расчет состава сплавов по правилу Вегарда. Наблюдается хорошее соответствие составу исходных композиций. Концентрация меди в образце с отношением Ni/Cu=1 – 46,67%, а в образце с отношением Ni/Cu=1/2 – 63,59% ат. Расчетные данные для исходных составов этих образцов составляют 47,39 и 64,41% ат. соответственно. Размер областей когерентного рассеяния (размер кристаллитов) составляет для образца с отношением Ni/Cu=1/2 19 нм, а для образца с отношением Ni/Cu=1 – 43 нм.

По данным сканирующей электронной микроскопии образцы никель-медных композиций представляют собой агломераты. В зависимости от состава размеры агломератов довольно существенно различаются. Для образца с отношением Ni/Cu=1/2 размеры агломератов составляют 50 и более мкм. Тогда как для образца с отношением Ni/Cu=1 размер существенно меньше – от нескольких мкм до 50-70 мкм. Эти агломераты являются пористыми с размером пор от десятых долей мкм до нескольких мкм и имеют слоистое строение.

По данным просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения в образцах никель-медных композиций присутствует два типа частиц: наноструктурированные и нанофрагментированные. Наноструктурированные частицы состоят из микроблоков размером несколько нанометров, которые разделены границами двойникования. Нанофрагментированные частицы состоят из более мелких частиц с размером 10-20 нм, не связанных между собой.

Таким образом, разработан новый метод получения дисперсных металлов и их сплавов. Все полученные по разработанному способу металлы и сплавы относятся к классу наноструктурированных материалов с размерами составляющих их блоков от 2 до 70 нм.

**РАЗРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ, ВЫСОКОЭЛЕКТРОПРОВОДНЫХ
Cu-Nb КОМПОЗИТОВ, ИМЕЮЩИХ НАНОРАЗМЕРНУЮ
МИКРОСТРУКТУРУ КОМПОНЕНТОВ**

В.И.Панцырный, А.К.Шиков, А.Е.Воробьёва, Н.Е.Хлебова, Н.И.Козленкова,
И.И.Потапенко, Н.А.Беляков, В.А.Дробышев

ВНИИНМ имени акад. А.А.Бочвара, 123060, П.О. 369, Москва, Россия
Тел: +(095) 190-8250, Факс: +(095) 196-6701
e-mail: vninm.400@g23.relcom.ru

Возможность выполнения целого ряда перспективных проектов в науке зависит от доступности материалов, обладающих уникальным комплексом предельно высоких свойств. Например, создание неразрушающихся импульсных магнитных систем с рекордно высоким уровнем магнитной индукции вплоть до 100 Тл требует использования в качестве обмоточного проводника проводов с очень высокими прочностными свойствами при одновременно высокой электропроводности. Такого сочетания прочности (временное сопротивление более 1000 МПа) и электропроводности на уровне 70% от электропроводности высокочистой меди невозможно достичь ни в одном из коммерчески доступных электротехнических материалов. Недавние успехи в изучении механизмов появления аномально высокой прочности в микрокомпозиционных материалах с металлической матрицей, при переходе к наноразмерной микроструктуре, обеспечили научную базу для разработки нового типа технических проводниковых материалов. В результате были успешно разработаны и изготовлены длинномерные провода, имеющие крупное поперечное сечение с размерами порядка 4х6 мм², и обладающие высокой механической прочностью, превышающей 1200 МПа и электропроводностью до 70% IACS. Будет представлен обзор современного состояния разработки микрокомпозиционных Cu-Nb проводов с учетом сложных взаимосвязей микроструктуры, механических и электрофизических свойств. Будет показана и проанализирована роль специфического строения граничных областей, связанного с сильной текстурой деформации. Будут представлены свойства Cu-Nb проводов при криогенных температурах. В частности, усталостные испытания при 77К показали, что разработанные провода способны выдерживать предельно циклические напряжения в течение более чем 1000 циклов. Будут рассмотрены вопросы стабильности микрокомпозиционных Cu-Nb проводов. Было показано, что эксплуатационные свойства разработанных проводников практически не менялись после выдержки при температурах вплоть до 200⁰С.

**ПРАКТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРИМЕНЕНИЯ НАНОМАТЕРИАЛОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ БОЛЬШОЙ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, В МАШИНОСТРОЕНИИ**

Г.А.Салищев¹, О.Р.Валиахметов¹, Р.М.Галеев¹, С.В.Жеребцов¹, Р.Г.Зарипова¹,
М.В.Маркушев¹, А.В.Корзников¹, А.М.Смыслов², Э.В.Сафин², С.П.Павлинич³,
Р.Р.Кутушев³, Н.Ф.Измайлова³, Ю.Р.Колобов⁴

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН*
e-mail: gensal@anrb.ru

²*Уфимский государственный авиационный технический университет*

³*ОАО Уфимское моторостроительное производственное объединение*

⁴*Белгородский государственный университет, Центр наноструктурных материалов и нанотехнологий*

Измельчение микроструктуры конструкционных сплавов до нанокристаллического (НК) состояния позволяет резко повысить их прочность, предел выносливости, износостойкость, а также снизить температуру сверхпластичности. Такие изменения в механических свойствах делают конструкционные сплавы с НК структурой привлекательными для практического применения в машиностроении. В настоящей работе рассматриваются результаты исследований структуры и механических свойств титановых и алюминиевых сплавов, малоуглеродистых и нержавеющей сталей с НК структурой и проводится их анализ с точки зрения применения этих материалов в машиностроении. Для формирования НК структуры были использованы методы равноканального углового прессования, всестороннейковки, прокатки. Для практической оценки были изготовлены опытно-промышленных размеров полуфабрикаты различной номенклатуры: прутки, плиты, кольца, листы. Из нержавеющей и малоуглеродистых сталей изготавливали прутки для крепежа, из титановых сплавов прутки, кольца, листы для применения в авиадвигателестроении, а из алюминиевых сплавов плиты.

Применение наноматериалов в машиностроении имеет свои особенности, связанные с температурой эксплуатации, а также возможными ударными нагрузками. Очевидно, некоторое снижение жаропрочности при повышенных температурах. Поэтому, например, в авиадвигателях титановые сплавы в НК состоянии могут применяться лишь в его холодной части. Сплавы после обработки на НК состояние обладают пониженной пластичностью, что показывает их ограничение для применения для деталей испытывающих ударные нагрузки. Показано, что дополнительный рост предела выносливости и износостойкости может быть получен за счет нанесения на поверхность лопатки модифицирующего слоя методами ионной имплантации и напылением защитного покрытия. Преимущество алюминиевых сплавов с НК структурой по сравнению с традиционной обработкой имеет место только для неупрочняемых термической обработкой сплавов.

На примере сверхпластической штамповки и листовой формовки оцениваются технологические преимущества, которые могут быть получены при применении наноматериалов. Резкое снижение температуры формообразования деталей ведет к значительной экономии энергии и материалов.

МАГНИТОПЛЕНОЧНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ ДЛЯ УСТРОЙСТВ СОВРЕМЕННОЙ ТЕХНИКИ.

Г.И.Фролов

*Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Россия, Красноярск.
e-mail: zhigalov@iph.krasn.ru*

Синтез и особенности свойств наноструктурированных магнитных материалов создают основу для разработки устройств электроники нового поколения [1, 2]. В последние годы интерес к этой теме существенно возрос, т.к. обнаружено, что уменьшение размеров кристаллитов до < 10 нм приводит к значительному изменению их свойств. При этом изучение параметров нанокристаллических магнитных материалов требует учета не только особенностей свойств наночастиц, но также и эффектов взаимодействия между ними.

Анализ корреляции структура – свойства показали, что в наногранулированных пленках 3d – металлов с размером зерна < 10 нм можно реализовать высокое удельное электросопротивление, что позволяет говорить о возможности их использования в устройствах СВЧ – диапазона. В технологическом плане наиболее интересен подход, когда в начале получают пленочный конденсат с большим содержанием магнитной фазы, находящийся при $T = 300$ К в суперпарамагнитном состоянии. Дальнейший отжиг переводит исходный композит в область, где реализуется магнитное упорядочение, но сами частицы остаются в суперпарамагнитном состоянии. Варьирование при отжиге температуры, давления остаточных газов и использование постоянного магнитного поля создают условие для регулирования в широком диапазоне физическими свойствами нанокомпозитов.

Для дальнейшего повышения плотности записи в устройствах магнитной памяти наряду с магнитными квантовыми дисками перспективным материалом могут стать наногранулированные магнитопленочные среды с размером частицы < 5 нм. Чтобы преодолеть размерный предел, задаваемый переходом в суперпарамагнитное состояние, необходимо сформировать в этих материалах определенный структурный порядок. Для реализации этой задачи предлагается использовать высокую адсорбционную способность металлических наночастиц к высокомолекулярным соединениям.

Работа выполнена при поддержке проекта «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект РНП 2.1.1.7376).

[1] М.Е. McHenry, D.E. Langhin // Acta mater. 2000.- V. 48.- P. 223 – 238.

[2] Г.И. Фролов, В.С. Жигалов. Физические свойства и применение магнитопленочных наноконпозитов; Новосибирск. Изд-во СО РАН, 2006, 188 с.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИТОПРОВОДОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

В.С.Цепелев, Б.А.Баум, Г.В.Тягунов, В.В.Вьюхин, В.В.Конашков А.И.Панкова

*ГОУ ВПО Уральский государственный технический университет-УПИ,
e-mail: ipml@mail.ustu.ru*

В современных условиях промышленного производства улучшение технологических и служебных свойств металлопродукции, достижение мирового уровня показателей ее качества возможны только при условии углубления фундаментальных научных исследований и выработки на их основе новых технологических решений. Производство подавляющего большинства металлических материалов связано с их выплавкой. Поэтому вопросы получения фундаментальных данных о строении и свойствах жидкого металла, об их изменениях в результате различных внешних воздействий имеют существенное значение.

Сведения о необходимых температурно-временных параметрах процесса перевода расплава в равновесное состояние можно получить на основе анализа результатов исследований температурных и временных зависимостей его физических свойств. Политермы физических свойств расплавленных сталей и сплавов резко отличаются от политерм чистых металлов. Они почти никогда не бывают плавными и тем более линейными.

Любой металл или сплав возможно быстро закалить из жидкого состояния получив аморфную структуру. Однако в большинстве случаев для этого необходимы скорости охлаждения расплава порядка 10^6 °C/с. На практике в промышленных условиях такая скорость охлаждения пока недостижима, однако путем изменения химического состава расплава можно достичь снижения необходимой скорости охлаждения. Кроме того, известно, что расплавы, имеющие большую вязкость, требуют меньшей скорости охлаждения для получения аморфной структуры.

Разработаны методики измерения кинематической вязкости, рентгеноструктурного анализа, удельного электросопротивления и поверхностного натяжения. Полученные результаты являются основой при совершенствовании технологии получения нанокристаллических материалов, обеспечивающей массовый выпуск тороидальных магнитопроводов нового поколения различных типоразмеров.

Получены новые экспериментальные данные по кинематической вязкости, удельного электросопротивления и поверхностного натяжения промышленных аморфизирующихся расплавов на основе кобальта в диапазоне температур от 1300 до 1800 °C. Результаты использованы для совершенствования технологии их выплавки на основе предложенных оптимальных режимов термовременной обработки расплава.

Проведены опытные плавки с использованием режимов термовременной обработки расплава. Оптимизированы режимы отжига полученных аморфных лент. В результате проведения опытных плавки получены базовые сплавы на основе кобальта, используемые для тороидальных магнитопроводов, начальная магнитная проницаемость которых составляет – 100 000. Максимальная относительная магнитная проницаемость – 600 000.

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ИЗОМОРФНЫХ РАЗНОВИДНОСТЕЙ АПАТИТА, ОСОБЕННОСТИ ИХ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

М.В.Чайкина¹, А.В.Карлов², И.А.Хлусов², Н.Ф.Уваров¹, А.С.Улихин¹

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, ул.
Кутателадзе, 18,
e-mail: chaikina@ngs.ru*

²*Центр ортопедии и медицинского материаловедения ТНЦ СО РАН.*

Структура апатита с общей формулой $Me_{10}(RO_4)_6X_2$, включающая 42 атома, является пластичной матрицей, где возможен широкий ряд замещений. В структуру апатита могут входить ионы, сильно отличающиеся своими радиусами, где Me – от Mg^{2+} до Ba^{2+} , La^{3+} , и др.; R – P^{5+} , S^{6+} , Si^{4+} , Ge^{4+} , As^{5+} , V^{5+} и др.; X – F^- , OH^- , Cl^- , O^{2-} , CO_3^{2-} , S^{2-} , CN_2^{2-} , N^{3-} , CH_2-COO^- и др. Наиболее распространенным в неорганической природе является фторапатит – $Ca_{10}(PO_4)_6F_2$, апатит органического происхождения (минеральная часть костей и зубов человека и животных) представлен гидроксилapatитом – $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$, обычно с замещениями в катионной и анионной подрешетке. В зависимости от состава апатита изменяются его физико-химические свойства и области применения.

Некоторые типы фосфатных руд, представленные апатитом осадочного происхождения, после тонкого помола используются в качестве удобрений. Синтетические апатиты используются в качестве материала для биокерамики, ионных проводников, ионообменников, катализаторов, для захоронения радиоактивных отходов и других целей.

Механохимический метод является весьма перспективным для синтеза апатита заданного состава. Нами механохимическим методом непосредственно в активаторе за 5 – 30 минут обработки реакционной смеси синтезирован широкий ряд изоморфных разновидностей апатита без последующего отжига. Синтезированы: $Ca_{10}(PO_4)_6F_2$, $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$, $Ba_{10}(PO_4)_6F_2$, $Ca_{10}(VO_4)_6F_2$, $Na_6Ca_4(SO_4)_6F_2$, $La_8Sr_2(SiO_4)_6O_2$ и другие. Удельная поверхность образцов колебалась от 30 до 50 м²/г со средним размером частиц от 50 до 30 нанометра. Выявлено, что в зависимости от состава апатита существует оптимальное время механической обработки смеси, после которого начинается разрушение уже сформировавшейся структуры. При синтезе в планетарной мельнице с напряжением, эквивалентном 40g, оптимальное время обработки смеси для апатитов – $Ca_{10}(VO_4)_6F_2$, $Na_6Ca_4(SO_4)_6F_2$, $La_8Sr_2(SO_4)_6O_2$ составило 20 минут, а для $Ca_{10}(PO_4)_6F_2$, и $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$ – 120, 60 минут, соответственно, после которого начинается активация полученных соединений и разрушение структуры, что выявлено данными рентгенофазового анализа и ИК- спектроскопии.

Механохимически синтезированные образцы гидроксилapatита с включением в решетку десятых долей моля ионов меди, цинка и калия были исследованы на клетках костного мозга. Исследования этих образцов показали не только их биосовместимость, но также их бактерицидные свойства и оценены как перспективные материалы для покрытия имплантатов, используемых в травматологии и ортопедии.

Лантан-силикатные апатиты с различными замещениями, например, $La_8Sr_2(SiO_4)_6O_2$ и другие, обладают высокой термостойкостью и являются перспективными материалами в качестве ионных проводников.

**БИОКОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУРНОГО
ТИТАНА И КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ:
СТРУКТУРА, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И БИОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА**

Ю.П.Шаркеев, В.И.Данилов, Е.В.Легостаева,
А.Ю.Ерошенко, А.Д.Братчиков

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
634021, Россия, Томск, пр. Академический 2/1
e-mail: sharkeev@ispms.tsc.ru*

В работе представлены результаты комплексного изучения биокompозита на основе наноструктурного титана и кальций-фосфатных покрытий. Модифицированный метод многократного одноосного прессования со сменой оси деформации в пресс-форме в сочетании с последующей прокаткой позволили получить объемный наноструктурный титан с однородной микроструктурой и характерным размером зеренно-субзеренной структуры менее 100 нм. Установлено, что отжиг наноструктурного титана до 523 К не меняет характер микроструктуры, но позволяет с сохранением прочностных свойств (предел текучести, предел прочности, микротвердость) повысить пластичность титана до 5-6%. Показано, что пластическая деформация при растяжении образцов наноструктурного титана происходит за счет образования нескольких очагов деформации с практической одинаковой амплитудой. В ходе деформации очаги деформации смещаются к одному из очагов с последующим разрушением образца. Выявлено, что после образования макроскопической стационарной шейки отличная от нуля локализованная деформация может происходить и в остальной части образца, что позволяет говорить о скрытом запасе пластичности, который проявляется после наступления макроскопической потери устойчивости пластического течения.

Исследована деградация биокompозита на основе наноструктурного титана и микродугового кальцийфосфатного покрытия. Определены морфологические особенности и физико-химические параметры кальцийфосфатных покрытий до и после их растворения в биологической жидкости. Методом растровой электронной микроскопии выявлено, что деградация кальцийфосфатных покрытий происходит преимущественно в зонах концентраторов напряжений путем последовательно протекающих процессов разбухания сферолитов, их растворения с формированием мелких структурных элементов, и в дальнейшем обнажение титанооксидной переходной зоны между покрытием и подложкой. Показано, что размер пор не имеет принципиального значения для прикрепления остеогенных клеток. Согласно физическим и химическим параметрам растворение кальцийфосфатных покрытий протекает по логарифмическому закону с выходом в зону насыщения на 3-5 неделе растворения. Установлено, при растворении кальцийфосфатных покрытий в растворе параллельно с ионами кальция накапливаются фосфатные группы, приводящие к снижению рН, что по-видимому, связано, с преобладанием в микродуговом покрытии нестехиометрических форм фосфатов кальция, способных активно растворяться в биологических жидкостях.

НАНОКОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ФОРМИРУЕМЫЕ НА МАТРИЦАХ ИЗ БИОПОЛИМЕРОВ ПО ЗОЛЬ-ГЕЛЬ ТЕХНОЛОГИИ

Ю.А.Щипунов

Институт химии ДВО РАН, г. Владивосток
e-mail: YAS@ich.dvo.ru

Новый класс гибридных силикатных наноматериалов синтезирован по золь-гель технологии в растворах полисахаридов и белков. Разработанный подход основан на использовании нового прекурсора, который полностью совместим с биополимерами. При их смешении не происходит осаждения полисахаридов и белков из растворов, а также денатурация последних.

Проведенное физико-химическое изучение показало, что биополимеры приводят к значительному ускорению золь-гель процессов, катализируя их протекание. Это позволяет проводить синтез без добавления катализаторов в широком диапазоне pH и низких температурах. Установлено, что биополимеры выступают в роли матрицы для поликремневых кислот, образующихся *in situ*. В предложенном механизме продукты гидролиза прекурсора (кремниевые кислоты) связываются своими силанольными группами с соответствующими группами биополимеров посредством водородных связей, что вызывает их нуклеацию на макромолекулах. Последующие реакции поликонденсации приводят к полимеризации и формированию силикатной оболочки. Сшивка оболочек в местах контакта обуславливает образование сеточной мезопористой структуры.

Последовательное увеличение содержания прекурсора в реакционной смеси приводит к формированию целого спектра различных материалов от наночастиц до монолитных нанокompозитов. Морфология, структура и пористость наноматериалов зависят от условий синтеза, природы биополимера, структуры и конформации макромолекулы. Их варьирование открывает широкие возможности для направленного синтеза наноразмерных материалов с заданной структурой и свойствами.

ПОЛИМЕРСТАБИЛИЗИРОВАННЫЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ НАНОБИОКОМПОЗИТЫ

Г.П.Александрова, Л.А.Грищенко, Б.Г.Сухов, Б.А.Трофимов

*Иркутский институт химии СО РАН,
e-mail: alexa@irioch.irk.ru*

Нами создан принципиально новый подход к синтезу наноразмерных многофункциональных металлосодержащих материалов на основе уникальной стабилизирующей полимерной матрицы – гемицеллюлозы арабиногалактана. Отличительной особенностью этих новых композитов является синергизм свойств природной наностабилизирующей полимерной матрицы (оптическая активность, водорастворимость, биосовместимость, мембранотропность по отношению к живой клетке, иммуномодулирующие свойства, пролонгированность биологического действия) и материала центрального наноразмерного ядра. Это заданные магнитные свойства в случае использования магнитных материалов (оксиды железа), нелинейно-оптические свойства при использовании металлов (серебро, золото), каталитическая активность в случае переходных металлов (на примере палладия), антимикробная активность (серебро, золото), дефицитвосполняющие свойства для организма при использовании соединений соответствующих химических элементов.

Идентификация наночастиц проведена на основании данных рентгенографического анализа и спектроскопии в УФ- и видимой области. Размеры и форма металлосодержащего ядра для исследуемых нанобиокомпозитов установлены методом просвечивающей электронной микроскопии. Показано, что они обладают узкой полидисперсностью и однородной структурой. Также изучена морфология поверхности арабиногалактана и металлополисахаридных нанокомпозитов.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ ТРЕНИИ

Е.А.Алешина, Ю.Ф.Иванов¹, С.В.Коновалов, К.Д.Лукин, В.Е.Громов

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»

e-mail: gromov@physics.sibsui.ru

¹*Институт сильноточной электроники СО РАН.*

e-mail: yufi@mail2000.ru

Сталь Гадфильда характеризуется высоким уровнем износостойкости, который обусловлен ее способностью к чрезвычайно интенсивному упрочнению при пластической деформации, происходящей в зоне фрикционного контакта. Выявление новых возможностей повышения износостойкости аустенитных сталей, предполагает проведение детального анализа структурно-фазовых преобразований, имеющих место в поверхностном слое материала.

Целью настоящих исследований, выполненных путем послойного анализа методами электронной микроскопии, являлось обнаружение закономерностей преобразования дефектной субструктуры стали Гадфильда в условиях сухого трения.

В качестве материала исследования использовали сталь Гадфильда (Fe-1,1 вес.%C-13 вес.%Mn), находящуюся в поликристаллическом состоянии после закалки от температуры 1100 °С. Механические испытания проводили на установке 2168 УМТ-1 в режиме сухого трения. Схема испытаний соответствовала сопряжению «торцевое уплотнение». Контртелом служил диск из закаленной стали (62 HRC), к поверхности которого втулка прижималась своим торцом. Давление составляло 2 и 4 МПа, скорость скольжения – 10 мин⁻¹, время испытаний – 5 часов.

Электронно-микроскопический микродифракционный анализ фольг, приготовленных из поверхностных слоев нагруженных образцов, выявил морфологически весьма разнообразную структуру на основе аустенита, формирующуюся в результате деформации. Выделим следующие субструктуры, расположенные по мере удаления от поверхности. Во-первых, это области, имеющие нанокристаллическое строение, размеры кристаллитов которых изменяется в пределах десятка нанометров. Микроэлектрограммы данной структуры имеют кольцевое строение. При этом дифракционные кольца соответствуют кристаллической структуре γ -фазы. Во-вторых, участки фольги, на которых видны пластинчатые образования, группирующиеся в виде пакетов размерами 75-100 нм и являющиеся, следуя результатам микродифракционного анализа, микродвойниками. В-третьих, области, характеризующиеся наличием двойников наноразмерного диапазона. Нанодвойники длиной 100-150 нм и толщиной 25-50 нм формируют пачки по трем системам двойникования. Данные наноразмерные двойники следует отнести ко вторичным двойникам, так как они образуются в объемах материала, расположенных между пачками микродвойников. В-четвертых, области, сформировавшиеся в результате деления аустенитного зерна пачками микродвойников на фрагменты, внутри которых присутствует сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой превышает 10¹¹ см⁻². Как правило, такие области фольги характеризуются наличием большого числа изгибных экстинкционных контуров сложной формы, что указывает на высокий уровень кривизны-кручения кристаллической решетки материала.

ОБ ИНДЕКСЕ ЦИТИРОВАНИЯ РОССИЙСКИХ РАБОТ В ОБЛАСТИ НАНОТЕХНОЛОГИИ

Р.А. Андриевский

Институт проблем химической физики РАН
e-mail: ara@icp.ac.ru

Исследования и разработки в области нанотехнологии сейчас активно развиваются более чем в 50 странах. По уровню их состояния с учетом публикаций, научного потенциала, реализации достижений и масштабов финансирования известная аналитическая фирма “Lux Research Inc.” выделила 14 ведущих стран, разделив их на 4 группы и снабдив эти группы соответствующими определениями:

1. США, Япония, Южная Корея и ФРГ (доминирующие лидеры);
2. Тайвань, Израиль и Сингапур («игроки ниши» – небольшие по населению и территории страны, но активно развивающие нанотехнологию);
3. Великобритания и Франция («замок слоновой кости» – страны с высоким научным потенциалом, но со скромной реализацией достижений);
4. Китай, Канада, Австралия, Россия и Индия (низшая лига).

Как видно, Россия в этом рейтинге занимает достаточно скромное место. По количеству НАНО публикаций, фиксируемых в Указателе цитируемой литературы (SCI, США), наша страна занимает восьмое место. Одним из важных (хотя и не бесспорных) критериев, с помощью которого оценивается эффективность научной работы, является индекс цитирования публикаций в мировой литературе, отражаемый также в SCI и в других базах данных (например, в SCOPUS).

В докладе анализируются индексы цитирования некоторых российских и зарубежных работ в области нанотехнологии. На примере исследований Ж.И. Алферова и сотр. (физика низкоразмерных структур и нанoeлектроника), В.В. Болдырева и сотр. (механосинтез интерметаллидов), а также Л.И. Трусова (наноматериалы), Р.З. Валиева (материалы, получаемые методом интенсивной пластической деформации) и автора (наноструктурные сверхтвердые пленки) рассматривается приоритет ряда российских результатов и его отражение в мировой литературе.

СВЕРХТВЕРДЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ

Р.А. Андриевский

Институт проблем химической физики РАН
e-mail: ara@icp.ac.ru

В последнее время в создании новых материалов всё большее распространение получает наноструктурный подход, основанный на использовании известных преимуществ наноструктуры. Этот подход был плодотворно использован при разработке новых типов сверхтвердых материалов. Общеизвестно значение традиционных сверхтвердых материалов на основе алмаза и нитрида бора, находящих широкое применение в инструментальной и горнодобывающих отраслях, а также в электронике. Условно граница микротвердости (H_V), отделяющая сверхтвердые материалы от твердых сплавов, принимается обычно на уровне $H_V = 40-50$ ГПа. Близко примыкают к этой границе многие тугоплавкие соединения (карбиды, нитриды и бориды), микротвердость которых составляет 20-35 ГПа. Поэтому указанные фазы являются хорошей основой для создания новых сверхтвердых материалов за счет перехода к наноструктурному состоянию.

Следует отметить, что впервые показатели H_V на уровне алмазных значений были получены практически одновременно (1987-1982 гг.) и независимо в нескольких исследовательских коллективах (Австрия, СССР, США, ФРГ и Швеция) при изучении одно- и многослойных пленок на основе нитридов, карбидов и боридов. Ко времени появления этих работ в промышленности уже широко использовались износостойкие покрытия на основе TiN ($H_V \sim 25$ ГПа), TiCN ($H_V \sim 30$ ГПа) и TiAlN ($H_V \sim 27$ ГПа). Более высокие показатели твердости, достигнутые в наноструктурных покрытиях, обещали значительное повышение их эксплуатационных характеристик (длительности работы, увеличения скорости резания, расширения спектра обрабатываемых материалов и т.д.). Всё это послужило мотивом для проведения дальнейших исследований и их реализации.

На примере чешско-швейцарской фирмы SHM & PLATIT и британской фирмы BODYCOTE SHU COATINGS LTD анализируется номенклатура, механические и эксплуатационные свойства, а также области применения выпускаемых инструментов с нанокompозитными (типа (Ti,Al)N - SiN) и многослойными (типа (Ti,Al,Cr)N / (Ti,Al,Y)N) покрытиями. На этих фирмах созданы высокоэффективные установки для нанесения покрытий.

К настоящему времени выпуск наноструктурных покрытий осуществляется примерно на 50 небольших фирмах венчурного типа, но постепенно этой продукцией начинают заниматься и более крупные компании (например, HITACHI (Япония) и BALZERS (Лихтенштейн)). Большой интерес к этим разработкам проявляется в Китае и Южной Корее.

**НАНОКОМПОЗИТЫ «СОЛЬ В ПОРИСТОЙ МАТРИЦЕ»:
ДИЗАЙН ФАЗОВОГО СОСТАВА И СОРБЦИОННЫХ СВОЙСТВ,
ПРАКТИЧЕСКИЕ ПРИЛОЖЕНИЯ**

Ю.И.Аристов, Л.Г.Гордеева, М.М.Токарев, И.А.Симонова, И.С.Глазнев, А.В.Губарь

Институт катализа им. Г.К.Борескова

e-mail: gordeeva@catalysis.ru

В Институте катализа СО РАН разработан новый класс нанокompозитных сорбентов воды «соль в пористой матрице». Эти сорбенты являются двухкомпонентными системами и состоят из гигроскопичных неорганических солей (галогениды, сульфаты, нитраты щелочных и щелочно-земельных металлов), диспергированных до наноразмеров путем помещения в мезопоры матрицы (силикагели, оксиды алюминия, пористые угли, природные глины и т.п.). Оказалось, что нанокompозиты обладают сорбционной емкостью, в несколько раз превышающей емкость промышленных адсорбентов (0,6-1,4 г/г) и невысокой температурой регенерации (80-120°C), и благодаря этому являются перспективными для многочисленных практических приложений.

Показано, что неорганическая соль является основным сорбирующим компонентом композитов. Свойства солей значительно изменяются при заключении в поры матрицы вследствие двух факторов: а) диспергирования до наноразмеров, или так называемого «размерного эффекта», и б) взаимодействия соли с поверхностью матрицы. Рядом взаимодополняющих физико-химических методов (дифференцирующее растворение, РФА, ТГ и ДСК анализ и др.) изучено влияние обоих факторов на химический, фазовый состав и сорбционные свойства композитов. Показано, что в порах матрицы соль может образовывать две фазы – поверхностную аморфную и объемную кристаллическую с различными типами сорбционного равновесия с парами воды. При сорбции паров кристаллической фазой соли вначале происходит образование кристаллических гидратов соли с моновариантным равновесием. Дальнейшая сорбция ведет к образованию в порах раствора соли, система становится дивариантной. Сорбционное равновесие аморфной соли с парами воды является дивариантным во всем интервале сорбции, образования кристаллогидратов не наблюдается.

Показано, что химический, фазовый состав и сорбционные свойства нанокompозитов можно варьировать в широких пределах с помощью ряда параметров, а именно: а) химическая природа соли и матрицы; б) степень диспергирования соли, или пористая структура матрицы; в) содержание соли; и с) условия синтеза композитов. На основе полученных данных продемонстрирована возможность целенаправленного конструирования нанокompозитов с заданными свойствами. Показана перспективность использования сорбентов в ряде практических приложений, таких, как осушка газовых смесей, безфреоновые адсорбционные холодильники, аккумулялирование низкопотенциального тепла, поддержание постоянной влажности для экспонирования и хранения музейных ценностей, активная теплозащита и др.

Работа выполнена при частичной поддержке ИНТАС (03-51-6260), РФФИ (05-02-16953, 05-08-50223, 06-08-00982), фонда Глобальная Энергия (МГ-2005/04/3) и СО РАН (Интеграционные проекты № 11 и №102).

МИНЕРАЛЬНЫЙ СОСТАВ И НАНОСТРУКТУРА КОСТНОЙ ТКАНИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПРИРОДНЫХ ЦЕОЛИТОВ

О.А.Бабенко,¹ А.А.Гайдаш,¹ В.И.Белый,² В.С.Данилович,² А.А.Расторгуев.²

¹ *Научный Центр клинической и экспериментальной медицины СО РАМН (Новосибирск),*

² *Институт неорганической химии СО РАН (Новосибирск),
e-mail: layma@ngs.ru*

Природные цеолиты - каркасные алюмосиликаты из группы цеолитовых минералов, которые разрешены к применению в качестве пищевых добавок («Литовит»). Цеолиты обладают выраженной остеотропной активностью: улучшается усвоение кальция, увеличивается содержание фосфора и цинка, повышается плотность костной ткани. Одновременно снижается содержание магния, но увеличивается концентрация алюминия и марганца (Watkins K.L., 1991, Leach R.M., 1990). Под воздействием цеолитов остеобласты увеличивают синтез и экскрецию остеокальцина, значительно повышается пролиферативная активность остеогенных клеток (Keeting P.E., 1992). Цеолиты препятствуют остеопорозу у самок собак, одновременно повышая концентрацию кремния в костях (Cefali-ЕА, 1995). Указанные эффекты относятся к синтетическим цеолитам. При этом сведений о влиянии на структуру и химический состав костной ткани природных цеолитов Российских месторождений явно недостаточно.

Цель – установить минеральный состав и особенности тонкой структуры костей при воздействии цеолитов Холинского месторождения.

Эксперименты выполнены на крысах Вистар. Порошок цеолитового туфа добавляли в корм в дозе 0,3% от влажного рациона. Образцы бедренных костей готовили для сканирующей электронной микроскопии (микроскоп Jeol JSM 6700F). Элементный состав костей определяли атомно-абсорбционной спектрофотометрией. Концентрацию гидроксилпатита (ГАП) определяли методом комбинационного рассеяния на аппарате RFS/100S.

Через 24 часа от начала введения цеолита увеличивается концентрация ГАП с $46,6 \pm 4,1\%$ (в контроле), до $56,2 \pm 5,1\%$. Увеличение концентрации ГАП до $77,2 \pm 6,1\%$ наблюдается в течение 1 месяца, но через 2 месяца содержание ГАП снижается до $52,0 \pm 5,1\%$. Такую же динамику имеют и карбонатные группы, концентрация которых увеличивается через 1 месяц до $12,1 \pm 0,8\%$ (в контроле $8,1 \pm 0,7\%$), а через 2 месяца снижается до исходного уровня. Одновременно в костях увеличивается концентрация кальция до $15,0 \pm 0,05$ вес% (в контроле $11,1 \pm 0,02$ вес%), кремния до $0,4 \pm 0,004$ вес% (в контроле $0,2 \pm 0,002$ вес%) и фосфора до $10,6 \pm 0,4$ вес% (в контроле $8,2 \pm 0,2$ вес%). После отмены цеолита повышенное содержание ГАП удерживается до 1 месяца. При этом содержание карбонатных групп восстанавливается быстрее и к 10 суткам не превышает $8,9 \pm 0,8\%$. Структурные изменения в костной ткани проявляются в виде увеличения толщины костных балок и мембран канальцев, гипертрофии складок наружной поверхности, утолщения поперечных шторок (до 400-500 нм) и увеличения высоты гребней спайновых линий. Поверхность сколов костного матрикса имеет крупнобугристый вид за счет гипертрофии дискретных структур (темплатов). При этом значительная часть темплатов разрушена.

Вывод: цеолиты оказывают экстремальное воздействие на структуру костной ткани.

НАНОСТРУКТУРА КОСТНОГО МАТРИКСА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МАЛЫХ ДОЗ ФТОРА

О.А.Бабенко¹, А.А.Гайдаш¹, В.И.Белый², В.С.Данилович², В.Г.Костровский,³
А.А.Расторгуев²

¹*Научный Центр клинической и экспериментальной медицины СО РАМН
(Новосибирск),*

²*Институт неорганической химии СО РАН (Новосибирск)
e-mail: layma@ngs.ru*

³*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск*

Фтор увеличивает кристаллизацию аморфных фосфатов кальция на коллагеновых темплатах. Нет ясности, происходит ли это только за счет увеличения размеров кристаллов апатита или же обусловлено уплотнением костного матрикса [Grunpas, 1990]. Под воздействием терапевтических доз фтора (1 мг/кг NaF) кости становятся хрупкими (возможно, из-за появления флюоритовых структур) и уменьшается их гибкость и прочность [Riggs В. 1991].

Цель работы – установить структуру костного матрикса при воздействии малых доз фтора.

Опыты выполнены на крысах Вистар, которым в течение 1 месяца вводили фторид натрия в дозе 0,5 мг/кг. Морфологическое исследование выполнено на сканирующем микроскопе Jeol JSM 6700F. Спектры комбинационного рассеяния (КР) регистрировали на аппарате RFS/100S.

В бедренных костях крыс, подвергнутых воздействию фтора, на спектрах КР в области 322 см^{-1} четко выходят идентификационные полосы, характерные для флюорита. В спектрах КР эмали зубов полосы Ca~F появляются чаще. Площадь полос не превышает 3,5% по отношению к площади полос молекулярных групп C~H. Присутствие в КР спектрах идентификационных полос Ca~F ориентирует поиск на обнаружение флюоритовых частиц, которые по данным литературы (в зубной эмали) имеют сферический вид размером до 300 \AA . По нашим данным, у здоровых крыс матрикс трубчатой кости представлен дискретными структурами, имеющими, с торца полигональную форму. На высоком разрешении видны истонченные волокна с характерным для коллагеновых фибрилл чередованием толстых и узких участков. Это позволяет признать, что главным компонентом данных структур являются темплаты размером 10-20 нм. Объем свободного пространства матрикса в норме в 3-5 раз превышает объем пространства занятого темплатами. По данным энергодисперсионного анализа (ЭДА) соотношение Са и Р в темплатах близко к стехиометрическому в апатитах. Темплаты сливаются в сфероиды с гладкой поверхностью размерами до 1-3 мкм. У крыс, подвергнутых воздействию фтора, темплаты увеличиваются до 450-550 нм, повышается их численная плотность. Некоторые из них лишены апатитовой фазы. Темплаты сливаются в крупные, неправильной формы агрегаты, размерами до 10-15 мкм со множественными отростками. По данным ЭДА, содержание фтора в некоторых темплатах достигает 9%. Достоверного присутствия фтора в количествах эквивалентных стехиометрическому содержанию его во флюорите в данных агрегатах не обнаружено. Отростки образуют плотную сетчатую структуру и выступают в матрикс в виде наношипов. Отростки и наношипы турбулируют потоки костной жидкости, что ухудшает процессы массообмена.

Выводы: под воздействием терапевтической дозы фтора, происходит уплотнение костного матрикса за счет увеличения размеров апатитовой фазы, увеличения численной плотности, деформации поверхности и дезинтеграции темплат.

НЕЛИТОГРАФИЧЕСКИЙ МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРЕЛЬЕФНЫХ УПОРЯДОЧЕННЫХ СТРУКТУР В ПОЛУПРОВОДНИКАХ

А.Н.Белов, С.А.Гаврилов, Ю.А.Демидов, В.И.Шевяков

*Московский Государственный Институт Электронной Техники (Технический
Университет)
e-mail: belov@dtd.miee.ru*

Наноструктурированные материалы представляют практический и научный интерес как для понимания фундаментальных электронных, магнитных, оптических, термодинамических и механических свойств материалов, имеющих нанометровые размеры, так и с точки зрения создания на их основе структур с принципиально новыми физическими свойствами, обеспечивающих существенное повышение функциональных характеристик электронных и оптических приборов.

Создание наноразмерных структур возможно с использованием технологии микроэлектроники. Для этого применяют методы фотолитографии глубокого и сверхглубокого ультрафиолета, электролитографии, рентеновской литографии. Эти методы являются дорогостоящими. Альтернативными данным методам являются приемы, основанные на использовании самоорганизации и самоформирования.

Настоящая работа посвящена исследованию метода создания нанорельефных упорядоченных структур, в котором нанопористые материалы используют в качестве твердых масок при локальном травлении полупроводниковых материалов.

Представлены результаты исследования процесса формирования нанопрофилированного кремния, основанного на использовании в качестве маски пористого оксида алюминия.

В качестве исходных были выбраны кремниевые пластины, на которые с помощью магнетронного распыления были нанесены тонкие пленки алюминия. Двухстадийным анодированием напыленной алюминиевой пленки в оригинальном, разработанном авторами динамическом режиме формировали маску пористого оксида алюминия с высокой степенью упорядоченности структуры.

Показано, что технология селективного реактивно-ионного травления кремния через твердую маску оксида алюминия является чрезвычайно прецизионной и характеризуется невысокой воспроизводимостью. Это вызвано, прежде всего, наличием в донной части пор маски слоя оксида алюминия. Поэтому необходимым является применение многостадийного процесса травления, включающего использование определенных газовых смесей на каждом этапе. Кроме того, при реактивно-ионном травлении имеет место поляризация оксида алюминия, что затрудняет транспорт ионов к донной части пор, травление барьерного оксидного слоя и следующего за ним материала подложки.

Поэтому предложен метод травления кремния ускоренными нейтральными частицами, обеспечивающий воспроизводимое формирование нанорельефной поверхности.

Отмечено, что изготовленные кремниевые структуры с нанопрофилированной поверхностью могут быть использованы при создании эффективных элементов фотоприемных устройств, сенсоров окружающей среды с повышенной чувствительностью и т.д.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТЫХ НАНОСТРУКТУР АНОДНОГО ОКСИДА ТИТАНА

А.Н.Белов, С.А.Гаврилов, И.Ю.Орлов, В.И.Шевяков

*Московский Государственный Институт Электронной Техники,
e-mail: belov@dtd.miee.ru*

Нанотехнология является одной из перспективных областей науки и техники, на основе которой могут быть реализованы устройства опто- и наноэлектроники, наносистемной техники, обладающие качественно новыми физическими свойствами. Особый интерес у исследователей вызывают пористые наноструктурированные материалы, ярким представителем которых является анодный оксид титана. К его достоинствам можно отнести то, что он является каталитическим материалом, обладает развитой поверхностью и может быть использован при создании высокочувствительных датчиков окружающей среды, солнечных элементов нового поколения и др.

В настоящей работе представлены результаты детального исследования механизмов анодного окисления титана для получения пористых наноструктурированных слоев оксида титана, характеризующихся воспроизводимыми геометрическими параметрами.

Нанопористые пленки на основе оксида титана традиционно получают методом анодного окисления титана в растворах плавиковой кислоты. Выбор подходящих режимов анодирования позволяет получить пористые оксидные пленки оксида титана с необходимыми размерами пор и хорошей однородностью.

В качестве исходных для получения структур пористого анодного оксида титана использовали как стекла с нанесенными на их поверхность тонкими титановыми пленками, так и титановые листы. Все анодные процессы проводили в гальваностатическом или потенциостатическом режиме при комнатной температуре. Для контроля параметров процессов применялся созданный нами специальный электрохимический комплекс, обеспечивающий непрерывный во времени контроль напряжения, тока и температуры зоны реакции электрохимического процесса.

Установлено, что как в гальваностатическом, так и в потенциостатическом режимах процесса анодного окисления титана, в нем можно выделить три характерных составляющих: 1 – формирование беспористого оксида, обуславливающее интенсивный рост напряжения или снижение силы тока, протекающего через подложку; 2 – зарождение пор в оксиде и как следствие, спад напряжения или увеличение силы тока; 3 – рост пористого слоя, о котором свидетельствует отсутствие изменения электрофизического параметра процесса анодного окисления.

Установлено, что с увеличением приложенного напряжения беспористая структура поверхности преобразуется в пористую. При дальнейшем увеличении напряжения на поверхности оксида титана начинают образовываться отдельные нанообъекты, имеющие такие признаки как дискретность, цилиндричность, полостность, трубкообразность. При увеличении напряжения анодирования выше некой критической происходит формирование беспорядочной структуры.

Представлены данные технологических режимов процесса анодного окисления титана, обеспечивающих получение пористых оксидных пленок оксида титана с необходимыми размерами пор и хорошей однородностью.

Показаны области использования пленок пористого оксида титана.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО И ВИНТОВОГО СПОСОБОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В.Л.Бережной, И.В.Казимов.

ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», Москва
e-mail: igor.s.polkin@mtu-net.ru

В ОАО «ВИЛС» проведена аналитическая работа с рассмотрением базы данных об интенсивной пластической деформации (ИПД). Предложено разделение десяти известных способов ИПД применительно к изготовлению (А) “промежуточных” заготовок с особо мелко – зернистой структурой и повышенной технологической пластичностью и (Б) полуфабрикатов и изделий повышенной прочности при достижении улучшенных показателей производства. Детально рассмотрены процессы многократного равноканального углового продавливания (РКУП) и винтового продавливания (ВП) заготовок из Al - , Mg – и Ti – сплавов. Отнесение этих процессов к прессованию (extrusion) некорректно, т.к. в них отсутствует обжатие. Для анализа ИПД приняты положения механики микро – сдвигов с дроблением зеренной структуры и увеличением числа микро – плоскостей скольжения. Гипотеза о накоплении при многоцикловом РКУП конечных (или эквивалентных) деформаций отвергнута. Обоснована целесообразность разработки в рамках области ИПД направления макро – сдвигового деформирования в режимах, способствующих развитию микросдвигов и трансзеренного скольжения в условиях сдвига – сжатия, например, при ОМД с активными силами трения.

Выявлены и обсуждены недостатки деформирования материала в известных упрощенных условиях РКУП и ВП: чрезмерная трудоемкость из – за чрезмерного количества циклов и сложности операций процесса; превращение плоского очага простых микро – сдвигов в зону разнородных деформаций в форме широкого клина с поперечной неоднородностью и неравномерностью; критические искажения формы “промежуточных” заготовок и образование пустоты в рабочей полости с материалом, и другие.

Применение РКУП в экструзионном производстве заторможено, прежде всего, упомянутой трудоемкостью этого процесса, реализуемого в исследованиях метало – физиков с числом циклов до 8 – 16. С учетом указания В.Бэкофена о необходимости в условиях традиционного деформирования заготовки 8 – ми циклов для десятикратного измельчения зерна, в данной работе обоснован подход к резкому сокращению числа циклов в условиях улучшенного способа РКУП.

С использованием данных научно – технической предыстории появления РКУП обсуждается философия улучшения кинематико – силовой схемы и условий реализации этого процесса на данном этапе его индустриализации с использованием массивных заготовок диаметром до 170 мм для деформирования на создаваемой в ОАО «ВИЛС» опытно – промышленной установке.

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ НАНОСИСТЕМ НА ОСНОВЕ ZrO_2

С.П.Буякова, С.Н.Кульков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
e-mail: Sbuyakova@ispms.tsc.ru

Исследованы механизмы формирования структуры пористого керамического каркаса при прессовании и последующем спекании нанокристаллического порошка ZrO_2 , частично стабилизированного оксидом иттрия, полученного плазмохимическим синтезом.

Анализ морфологии частиц порошка показал, что используемый для получения керамики порошок сильно агломерирован, состоит из частиц сферической формы как полых, так и наполненных, и их обломков, формирующих многочисленные агломераты, размер которых существенно превышает средний размер изолированных частиц. Обнаружено, что диаграмма прессования нанопорошка ZrO_2 в интервале давления до 1000 МПа состоит из трех линейных отрезка с разным наклоном, что, вероятно, обусловлено сменой преобладающих механизмов компактирования от квазижидкого перемещения частиц до компактирования за счет разрушения структурных элементов порошка. При этом, как показал анализ фазового состава поверхности прессовок, во всем интервале давления прессования наблюдается увеличение количества моноклинной фазы диоксида циркония, что свидетельствует о разрушении частиц нанокристаллического порошка диоксида циркония в процессе прессования. Таким образом, даже на начальных стадиях компактирования порошка перемещение частиц в свободное поровое пространство сопровождается их разрушением.

Установлено, что наиболее интенсивное уплотнение при спекании прессовок из нанокристаллического порошка ZrO_2 в интервале гомологических температур 0.56 – 0.63 происходит на стадии нагрева, а изотермическая выдержка в течение 7 часов позволила увеличить плотность керамики не более чем на 5 - 7%.

Анализ зависимостей величины усадки на изотермической стадии спекания выявил, что показатель степени n уравнения кинетики усадки ($\Delta L/L = K\tau^n$, где n – константа, отражающая механизм уплотнения) практически одинаков для режимов спекания при гомологических температурах 0.56 и 0.63, но в несколько раз превосходит показатель степени для спекания при гомологической температуре 0.63. Данное обстоятельство может быть следствием того, что на стадии нагрева прессовок формируется прочный каркас устойчивый к дальнейшему уплотнению при изотермической выдержке, при этом чем, выше температура спекания, тем более устойчив материал к уплотнению на стадии изотермической выдержки.

Структура керамики сформирована из хаотически ориентированных «стержней», длина которых определяется количеством составляющих их зерен. При этом в основном стержневые элементы состоят из 3 – 9 зерен, с отношением диаметра области контакта соседних зерен к диаметру зерна как $3/4$ (это отношение сохраняется независимо от объема порового пространства в керамике). Соотношение числа стержней с наименьшим и наибольшим количеством зерен изменяется в зависимости от объема порового пространства в керамике.

КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ НАНОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ НИТРИДОВ БОРА И ТИТАНА

П.А.Витязь, Л.М.Гамеза, В.Т.Сенють, Н.Г.Аниченко, Я.В.Антонович

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси
e-mail: diamond@inmash.bas-net.by

Процессы спекания под высоким давлением композиционных материалов на основе нитридов бора и титана с использованием наноразмерных компонентов в настоящее время не изучены, хотя применение такой композиции имеет перспективу, в частности, при получении высокотвердых и термостойких композитов для металлообрабатывающей промышленности.

В настоящей работе исследованы физико-механические свойства сверхтвердого композиционного материала на основе обработанных в атриторе микро- и нанодисперсных порошков нитридов бора (размер частиц 30 – 300) и титана (размер частиц 7 – 30). В небольших количествах (менее 1 %) вводились в качестве связующего легкоплавкие добавки. Обработка в атриторе осуществлялась в восстановительной среде. Спекание производилось при высоких давлениях (4,5 – 5,0 ГПа) и температурах (1600 – 1900 °С) в течение времени от 10 до 60 с в контейнере из литографского камня, оснащенный графитовым нагревателем.

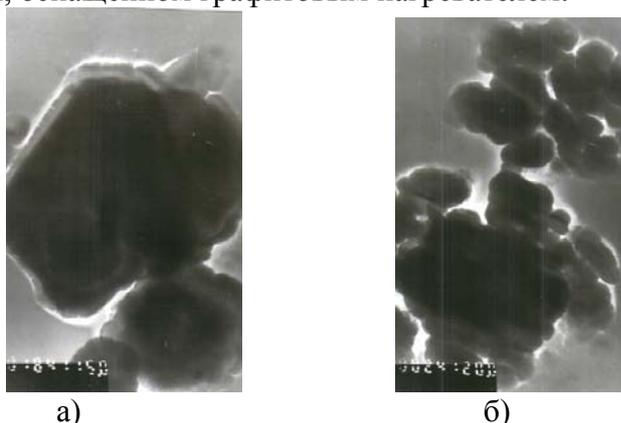


Рис. 1. Электронно-микроскопические снимки порошковой шихты нитридов бора и титана. Время обработки в атриторе: а-0,5 ; б-10,0 мин. Увеличение: а) 15 000; б) 20 000.

В процессе экспериментов установлены оптимальные состав и параметры синтеза сверхтвердого композиционного материала (твердость по Кнуппу составила 30 ГПа, предел прочности на сжатие 2,2 ГПа, коэффициент вязкости разрушения 15 МПа·м^{1/2}).

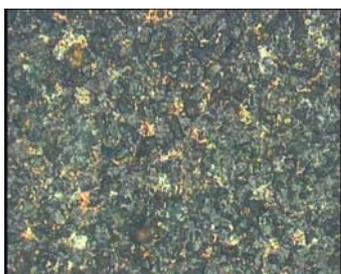


Рис. 2. Микроструктура образца сверхтвердого композиционного материала (x 400)

Материал обладает повышенной вязкостью, что позволяет эффективно производить чистовую обработку закаленных сталей и чугунов.

ПЛОСКИЕ И ТРУБЧАТЫЕ МЕМБРАННЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ НА ОСНОВЕ ПОРИСТОГО АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

П.А.Витязь¹, О.А.Прохоров², В.М.Шелехина²

¹ Президиум НАН Беларуси, г. Минск.

² Институт порошковой металлургии, г.Минск, e-mail: prokhorov@tut.by

В настоящее время в процессах микро-, ультра-, нанофильтрации и обратного осмоса находят все большее применение мембранные фильтры на основе оксидной керамики, отличающиеся высокой стойкостью к коррозии, стабильностью размера пор и возможностью эксплуатации при повышенных температурах и давлениях. Весьма актуальной является задача повышения эксплуатационных параметров разрабатываемых мембранных элементов (тонкости фильтрации, производительности и т.д.).

Перспективным материалом для мембран является пористый анодный оксид алюминия, характеризующийся наличием прямолинейных поровых каналов в нанометрическом диапазоне размеров. Использование таких мембран на подложке дает возможность повысить рабочее давление мембранного фильтра. Очевидны преимущества процесса, позволяющего получить систему «мембрана-подложка» в рамках одного технологического цикла.

Образцы мембранных элементов готовили анодным окислением алюминия в растворе 0,3М щавелевой кислоты при температуре 1–5 °С при постоянном напряжении 60 В в течение 6 часов. После формирования на поверхности алюминия пористой мембраны проводили селективное протравливание металлической подложки и травление оксидного барьерного слоя в полученных «окнах».

Таким образом, были получены плоские и трубчатые мембранные элементы с толщиной мембранного слоя ~200 мкм и средним размером пор 70 – 90 нм (рис.1). На рисунке 2 представлено изображение поверхности мембраны, полученное на атомно-силовом микроскопе. Подобная картина наблюдалась и с обратной стороны мембраны, что свидетельствует о наличии сквозных поровых каналов.

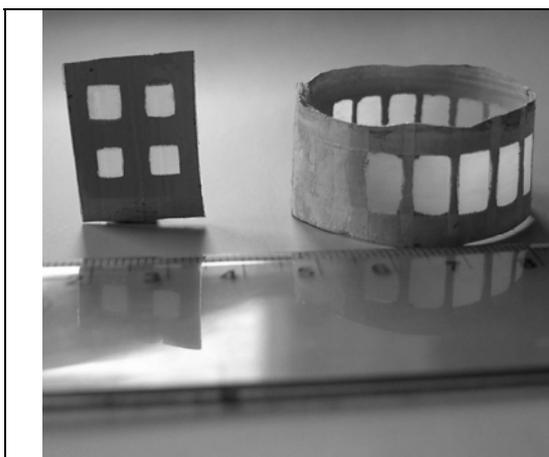


Рис.1. Мембранные элементы

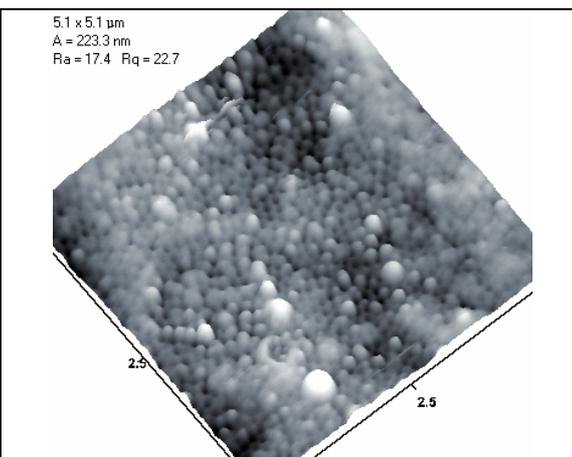


Рис.2. Топология поверхности мембран

Разработанные мембранные элементы могут применяться в процессах ультраочистки жидкостей и газов.

Работа выполнена в рамках проекта ГКПНИ «Наноматериалы и нанотехнологии» 2006-2010 гг., задание 5.10.

НАНОТЕХНОЛОГИЯ МАКРООБЪЕКТОВ

Г.М.Волков

МГТУ-МАМИ, Москва

На примере системы углерод-углерод показана возможность осуществления одностадийной технологии нанокompозитов конструкционного назначения.

Рассматривая графит как предельную степень конденсации ароматических углеводородов, оценили критический диаметр его наночастиц. Для углерода в аллотропной модификации графита он составляет около 10 нм. По многолетним исследованиям представительных образцов сдаточных партий производственной продукции экспериментальное значение $d_{кр}$ (9.2 нм) удовлетворительно согласуется с теоретической величиной.

Углеродные наночастицы и связывающая их углеродная матрица формируются одновременно в едином технологическом процессе, Промышленная технология нанокompозита отработана на пластинах, трубах и натуральных изделиях размером до 200 мм при толщине стенки до 10 мм в производственных условиях. Структура и основные свойства нанокompозита системы углерод-углерод согласуются с теоретическим анализом.

Углеродный нанокompозит обладает уникальным сочетанием свойств: он химически и биологически инертен, непроницаем для жидкости и газа, радиационностоек и превосходит любые углеродные материалы по: коэффициенту трения в 5 раз, коэффициенту катодного распыления в 15 раз, по окислительной стойкости до 300 раз, по высокотемпературной удельной прочности превосходит вольфрам. Отмеченные свойства обеспечивают работоспособность перспективных машин и аппаратов.

Предлагаемый подход к решению технологических проблем наноматериалов может быть использован для создания одностадийной технологии нанокompозитов системы матрица-наполнитель другого химического состава.

МЕХАНОХИМИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ АРСЕНОПИРИТА

О.Ю.Головченко, С.Х.Акназаров

*КазНУ им. аль-Фараби, Институт проблем горения, Алматы, Казахстан,
e-mail: aknaz@kazsu.kz, Fax: +(327)2925811*

Изменение структуры, состояния и свойств различных материалов с помощью механохимической обработки является одним из перспективных процессов. Перспективность ее использования при переработки минерального сырья заключается в том, что позволяет в значительной степени изменить состояние материала, его реакционную способность в последующих химических реакциях. Минеральные частицы арсенопирита, получаемые в процессе интенсивной диспергации в мельницах динамического действия характеризуются изменением дефектности, дисперсности и удельной поверхности измельчаемых частиц, чем мельче частица (вплоть до наноразмеров), тем большую роль начинают играть структура и состояние ее поверхности. По мере увеличения относительной доли наночастиц процесс диспергирования сменяется активацией поверхности и всего объема частиц. В результате активация возрастает запасенная твердым телом энергия, что приводит к значительному изменению ее свойств.

При проведении экспериментов, определяющих влияние механической активации и высоких температур на вскрытие природных минералов, исходным сырьем взят арсенопирит FeAsS или мышьяковистый колчедан.

В качестве добавок при активации использовался молотый активированный уголь, как источник углерода и алюминиевый порошок марки ПА4.

Крупная фракция (68-90 и 90-140 мкм), которая составляет в среднем 40 % в сырье, после десяти минутной обработки пропадает. С нарастанием времени обработки увеличивается мелкая фракция.

Увеличение продолжительности обработки свыше 30 мин. приводит к слипанию частиц из-за высокой дисперсности.

Арсенопириты различного производственного происхождения под механическим воздействием изменяются по разному.

При активации арсенопирита 10 мин. не происходит химических реакций, при которых бы происходило разложение арсенопирита более глубоко, чем до образования сульфида железа, но при более длительной активации возникают в системе более высокие температуры 280 °С, при которых в присутствии кислорода воздуха образуется сесквиоксид мышьяка (As₂O₃).

Для обработки режима механического нагружения и временных параметров массу активировали при соотношении арсенопирит: шары 1:2, 1:4, 1:6. Время активации от 10 до 40 мин.

Для контроля влияния механической активации на обрабатываемый образец использовались плазмохимические методы анализа.

По результатам проведенной работы можно сделать вывод, что оптимальными параметрами подготовки арсенопирита из исследуемого сырья к последующему вскрытию по схеме: механоактивация – обжиг – время активации 30 мин., загрузка 1:2, в качестве добавки использовать алюминиевый порошок в количестве 20 %, когда получен огарок без примеси мышьяка и нет возгонки элементарного мышьяка.

ТЕРМИЧЕСКОЕ ВСКРЫТИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ МИНЕРАЛОВ АРСЕНОПИРИТА

О.Ю.Головченко, С.Х.Акназаров

*КазНУ им. аль-Фараби, Институт проблем горения, Алматы, Казахстан,
e-mail: aknaz@kazsu.kz, Fax: +7 (327)2925811*

При создании наноструктурированных порошковых систем механохимической обработкой решающую роль играет целенаправленная реконструкция поверхностных слоев наночастиц сульфидных минералов.

Арсенопирит наиболее распространенный из сульфоарсенидов и присутствует во многих полиметаллических рудах. Поэтому из концентратов содержащих его в значительных количествах, необходимо предварительно удалить мышьяк. Одним из путей устранения его является окислительный обжиг с его отгонкой в форме оксида. При высокотемпературной обработке арсенопирита, кроме окисления мышьяка, идет окисление и присутствующего в этом минерале серы.

Обжиг порошковых материалов, предварительно активированных механической обработкой до размерности наночастиц, проводился в специальных печах. Сульфиды окисляются при таких скоростях окисления, при которых обеспечивается дальнейшее распространение реакции без подогрева. Температура воспламенения сульфида зависит от ряда факторов. Прежде всего она зависит от размерности участвующих частиц, теплоемкости и плотности сульфида и продуктов его окисления, а так же теплотворной способности сульфида. Сильное влияние на температуру воспламенения сульфида оказывает величина частиц сульфида, и их плотность, чем меньше размеры и плотность частиц сульфида, тем ниже температура его воспламенения. Термическая устойчивость арсенопирита уменьшается по мере увеличения механической активации.

Обработки в планетарной мельнице минерала 15 мин приводит к изменению ДТА-кривой на начальном участке в интервале 160-320 °С, что связано с превращениями элементарной серы в процессе механической обработки арсенопирита. Этим объясняется резкое изменение соответствующей кривой, судя по ней, образование и удаление SO₂ и AsSO₄ происходит при температуре не превышающей 400 °С.

При нагревании FeAsS от 165 до 380 °С дифракционная картина его существенно изменяется – имеет место сильное перераспределение рефлексов. Дальнейшее нагревание до 385 °С приводит к более заметным превращениям структуры минерала. При 450 °С начальной температуре окисления арсенопирита раздвоенность основных линий FeAsS.

При температуре 525 °С структура минерала еще сохраняется, хотя уже появляются оксидные соединения железа. И только при температуре 600 °С, которая соответствует излому нисходящей ветви экзотермического пика, FeAsS – окисляется до магнетита – γFe₂O₃ и AsFe₂. Предполагается, что процесс окисления FeAsS идет по схеме: $FeAsS + 10,5 \rightarrow 6SO_2\uparrow + 2As_2O_3\uparrow + 2AsFe + \gamma Fe_2O_3$

Превращения неактивированного арсенопирита при нагревании характеризуются реакцией окисления и возгонкой части неметаллов, сопровождающимся образованием арсенида, обогащенного железом.

При термическом окислении активированного арсенопирита температуры фазовых переходов меняются – становятся ниже (температура начала разложения минерала на 145-150 °С ниже, чем не у активированного).

СОЕДИНЕНИЯ ГРУППЫ $A^{II}B^V$ – ОСНОВА ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ КРИСТАЛЛОВ ДЛЯ СПИНТРОНИКИ.

Т.В.Голякевич¹, В.М.Трухан¹, С.Ф.Маренкин², Е.В.Лысаковская³

¹Объединенный институт физики твердого тела и полупроводников НАНБ, Минск

²Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова, РАН, Москва.

³Белорусский национальный технический университет, Минск, РБ

e-mail: truhan@ifttp.bas-net.by

Материалы группы $A^{II}B^V$, в частности, дифосфид кадмия, диарсениды кадмия и цинка, благодаря уникальным физическим свойствам применяются в оптоэлектронике. В последнее время монокристаллы вышеуказанных соединений используют при получении материалов для спинтронике.

В настоящей работе описаны технология выращивания соединений группы $A^{II}B^V$ и $A^{II}B^{IV}C^V$ и некоторые физические свойства этих соединений.

Соединение $CdGeP_2:Mn$ синтезировали путем непосредственного взаимодействия порошков из монокристаллов CdP_2 , Ge и дважды пересублимированного Mn. При выращивании монокристаллов CdP_2 поликристаллический дифосфид кадмия в вакуумированной, откаченной до 10^{-2} Па, и отпаянной кварцевой ампуле нагревался до температур испарения и кристаллизации CdP_2 и последующего осаждения из газовой фазы в зоне конденсации при наличии температурного градиента между зонами 4–9К и температуры в зоне кристаллизации 990–1000К. Выращенные монокристаллы CdP_2 растирали в порошок для синтеза. Установлено, что растворимость Mn в твердых растворах $Cd_{1-x}Mn_xGeP_2$ достигает 19мол%, а твердый раствор $Cd_{0,81}Mn_{0,19}GeP_2$ является ферромагнетиком с точкой Кюри $T_c = 311$ К [1].

Соединение $CdGeAs_2:Mn$ было получено из шихты, состоящей из порошков приготовленных из монокристаллов $CdAs_2$, Ge и очищенного Mn. Монокристаллы $CdAs_2$ выращены методом Бриджмена. Синтезированный материал $CdGeAs_2:Mn$ с содержанием Mn < 6мол.% имел p-тип проводимости. Из рентгенофазового анализа установлено, что атомы Cd и Ge замещаются атомами Mn в узлах решетки. Образцы $CdGeAs_2:Mn$ относятся к высокотемпературным ферромагнитным полупроводникам (ВТФП) с температурой Кюри $T_c = 355$ К [2].

Соединение $ZnSnAs_2$ относится к полупроводникам группы $A^{II}B^{IV}C^V$ и интересно своими высокими нелинейно-оптическими характеристиками. При получении соединения $ZnSnAs_2$ использовали в качестве шихты мелкодисперсный порошок $ZnAs_2$, полученный из монокристалла этого соединения высокой степени чистоты, и измельченного Sn взятых в стехиометрическом соотношении с избытком As. Рост кристаллов проводили в вакуумированных до 10^{-2} Па и графитизированных ампулах с капиллярным отростком, в котором помещалась монокристаллическая затравка $ZnAs_2$. Структура $ZnSnAs_2$ была расшифрована методом тяжелого атома и уточнена полноматричным методом наименьших квадратов. Температура Кюри соединения $ZnSnAs_2:Mn$ $T_c = 329$ К [3].

Таким образом, соединения CdP_2 , $CdAs_2$, $ZnAs_2$ можно использовать в качестве шихты при получении $CdGeP_2:Mn$, $CdGeAs_2:Mn$, $ZnSnAs_2:Mn$, которые относятся к высокотемпературным ферромагнитным полупроводникам.

[1] В.М. Новотворцев и др // Журнал неорганической химии. 2006.- Т. 51.- С. 8.

[2] В.М. Новотворцев и др. // Журнал неорганической химии. 2005.- Т. 50.- С. 4.

[3] S. Choi et al. // Solid State Commun. 2002.- V. 122. - P. 165.

НАНОПОРИСТЫЕ АНОДНЫЕ ОКСИДНЫЕ ПЛЕНКИ ТИТАНА ДЛЯ ГАЗОВЫХ СЕНСОРОВ

Г.Г.Горох, А.М.Мозалев, Д.В.Соловей

*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники
БГУИР, П. Бровки, 6, Минск - 220013, Беларусь
Тел.: +375 17 2938047; e-mail: gorokh@bsuir.unibel.by*

Одним из путей повышения чувствительности газовых датчиков является увеличение эффективной поверхности активного слоя, которое может быть достигнуто наноструктурированием поверхности полупроводниковых металлооксидов, в частности, оксидов переходных металлов, таких, например, как титан, вольфрам и др. В настоящей работе проведены исследования процесса формирования нанопористых пленок оксида титана методом электрохимического анодирования титана во фторсодержащих электролитах, а также исследования физико-химических свойств полученных нанопористых металлооксидных пленок.

Экспериментальные образцы формировали анодированием напыленных в вакууме пленок Ti толщиной 300 нм в растворе $1\text{M H}_3\text{PO}_4 + 0,5\text{wt\% NH}_4\text{F}$ при анодном потенциале 20 В. Временные зависимости величины анодного тока регистрировали с помощью General Purpose Interface Bus (GPIB) интерфейса. После анодирования образцы промывали, сушили и отжигали при 923 К в течение 20 – 240 мин. Морфологию поверхности и поперечные сколы анодного оксида титана (АОТ) наблюдали в сканирующем электронном микроскопе JEOL JEM-100CX.

Кинетические зависимости имели две ярко выраженные области: область развёртки потенциала и область стабилизации потенциала. Быстрый рост тока на первой стадии сопровождался интенсивным электрохимическим растворением металлического титана, без заметного образования твердых, устойчивых оксидных соединений. Электрохимическое растворение замедлялось при снижении тока и одновременном образовании твердых окислов на поверхности титана. Далее состояние анода менялось (II стадия), он перешел из выраженного активного состояния в пассивное, которое характеризовалось преобладанием процесса образования оксида над процессом его растворения. Ток стабилизировался на определенном минимальном значении, и в течение этого периода происходил стационарный рост пленки АОТ.

Электронно-микроскопические исследования показали, что пленка титана преобразовалась в процессе анодирования из гладкой полированной в нанопористую, с сильно развитой поверхностью, с множеством пронизывающих ее пор, напоминающую скопление цилиндрических нанотрубок. Размер пор колеблется в пределах 60-80 нм. Несмотря на несколько искривленную форму стенки трубок имели примерно одинаковую толщину около 20 нм. Толщина оксида составляла около 300 нм. Кое-где на поверхности наблюдалось упорядочение титановых нанотрубок, что подтверждает предположение о самоорганизации этого процесса, проходящего в результате одновременно протекающих процессов анодного окисления титана и стимулированного электрическим полем частичного его растворения в растворе $\text{H}_3\text{PO}_4 + 0,5 \text{ wt\% NaF}$.

Исследования состава показали, что окисленные слои состоят из квазиаморфной двуокиси Ti в виде рутила и атаназа с минимальными включениями Ti_2O_3 и TiO. Отжиг приводит к уменьшению содержания TiO_2 и к росту включений Ti_2O_3 и TiO, а также к изменению сопротивления пленок, особенно при температуре более 350 градусов.

ПОЛИМЕРНЫЕ МЕМБРАНЫ С ВНЕДРЕННЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ: ИЗМЕНЕНИЕ ГАЗОРАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ

А.М.Грехов, А.Г.Залужный, С.В.Рогожкин, А.А.Никитин

*ГНЦ РФ «Институт Теоретической и Экспериментальной Физики», Москва
e-mail: Alexey.Grekhov@itep.ru*

Современные технологии мембранного газоразделения требуют создания полимерных материалов с повышенными прочностными характеристиками для нового поколения разделительных мембран. Последние годы интенсивно ведутся исследования направленные на улучшения свойств полимерных материалов путем внедрения наночастиц, что улучшает и прочностные характеристики и газоразделительные свойства мембран. Данные улучшения определяют характеристики внедренных наночастиц: однородность распределения частиц в мембране, взаимодействие поверхности наночастиц с полимером, размер и топология наночастиц.

Известно, что качественное изменение свойств композитных материалов происходит именно при образовании перколяционного кластера из внедренных частиц. Согласно расчетам, для частиц с высоким аспектным числом (>10) перколяционный переход наблюдается при объемных концентрациях менее 10 % и с увеличением аспектного числа уменьшается. Поэтому внедрение в матрицу материала наночастиц с высоким аспектным числом (>50), позволяет формировать перколяционный кластер при концентрациях $\sim 1\%$ масс. Углеродные нанотрубки и нановолокна (УНТ) с данной точки зрения представляются перспективными материалами для решения поставленной задачи создания полимерных нанокомпозитов для высокопрочных разделительных мембран.

Проведенные нами исследования показали, что при внедрении углеродных нанотрубок с аспектным числом ~ 50 и диаметром 50 нм (концентрации 0.1–10%) изменяется газопроницаемость и прочностные характеристики полимерных мембран. Например внедрение в ПТМСИ мембрану $\sim 5\%$ УНТ увеличивает проницаемость углеводородов более чем в 5 раз, а эффективность разделения смесей метан/пропан в 10 раз. При этом изменения прочностных параметров мембран наблюдается при более низких концентрациях, например внедрение в ПВТМС мембрану 1% УНТ приводит к увеличению напряжения разрыва на 15 %, и улучшает термопластические свойства полимера.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ И ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ВЕЩЕСТВ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ КОМПОЗИТОВ В ПРОЦЕССАХ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

С.А.Гуськов, А.В.Душкин

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН
630128, г.Новосибирск, ул. Кутателадзе 18.
e-mail: dushkin@solid.nsc.ru*

С начала 80-х годов в Институте Химии Твёрдого тела и Механохимии СО РАН развивается направление механохимии низкомолекулярных органических веществ. На основе полученных результатов разработаны технологические процессы, позволяющие избавиться от жидкофазных стадий. В частности разработана и доведена до опытного производства технология получения быстрорастворимой лекарственной формы ацетилсалициловой кислоты [1]. Обнаруженный эффект образования плотных агрегатов реагентов при механическом воздействии носит общий характер и свойственен большому числу органических веществ. Мы получили такие агрегированные материалы с рядом твёрдых органических кислот и карбонатов [2].

С целью наблюдения физико-химических изменений происходящих при механической обработке были использованы различные комбинации твердых органических кислот и неорганических солей. В результате механической обработки ударно-истирающим воздействием образуется полидисперсный порошок с размерами частиц от 1 до 300 микрон. Большие частицы (30-300 микрон), преимущественно представляют собой композитные агломераты более мелких частиц. Образцы модельных систем с разной степенью обработки были исследованы с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Полученные данные показали значительное изменение параметров плавления образцов разной степени обработки. Понижение температуры плавления механически обработанных смесей можно объяснить как следствие нарушения межмолекулярных связей в молекулярном кристалле органической кислоты. Вероятно, зона аморфизации и разупорядочения локализуется на разделе фаз частиц органической кислоты и карбоната кальция. Из-за разупорядоченности структуры, для плавления требуется несколько меньше энергии, что проявляется в уменьшении температуры плавления, а также в изменении теплового эффекта плавления. Рентгенофазовый анализ показал снижение интенсивности и уширение рефлексов органических кислот после проведения механической обработки смеси, что видимо связано с её частичной аморфизацией и значительной дефектностью кристаллической структуры.

[1] Душкин А.В., Тимофеева Н.В. Способ получения быстрорастворимой таблетированной формы ацетилсалициловой кислоты. Патент № 2170582 от 20.07.2001 по заявке № 2000104050. Приоритет от 17.02.2000.

[2] А.В.Душкин, С.А.Гуськов, В.Н.Бугреев. Способ получения порошкообразной водорастворимой шипучей композиции. Патент РФ № 2005106640

АДДУКТЫ ПОЛИСАХАРИДОВ И ЛЕКАРСТВЕННЫХ ВЕЩЕСТВ

А.В.Душкин¹, Е.С.Метелева¹, Т.Г.Толстикова², М.П.Долгих²

¹Институт химии твёрдого тела и механохимии СО РАН, 630128, Россия, г.
Новосибирск, ул. Кутателадзе 18

e-mail: meteleva@solid.nsc.ru

²Новосибирский институт органической химии СО РАН, 630090, Россия, г.
Новосибирск, пр. Лаврентьева 9

В современной фармации известен подход к получению лекарственных препаратов, основанный на получении твердофазных комплексов лекарственных веществ (ЛВ) с гидрофильными полимерами, т.н. «носителями», позволяющий повысить растворимость труднорастворимых лекарственных субстанций, и улучшить их фармакологические характеристики. Перспективным методом получения твердых дисперсных систем ЛВ – полимерный носитель является твердофазная механохимическая технология

В настоящей работе мы использовали в качестве «носителя» ЛВ полисахариды растительного происхождения – арабиногалактан и пектин - обладающие сравнительно невысокой молекулярной массой и высокой способностью к образованию межмолекулярных комплексов и солей. Нами получены твердофазные нестехиометрические комплексы индометацина, сибазона, азалептина и мезапама с арабиногалактаном и пектином путем механической активации смеси сухих компонент в планетарной мельнице. Полученные порошкообразные образцы исследовались методами термического и рентгенофазового анализов и ИК-спектроскопии. Во всех случаях, предположительно происходит «молекулярное» диспергирование ЛВ в матрице аморфного гидрофильного полисахарида. Показано, что при растворении полученных смесей в воде наблюдается значительное увеличение растворимости ЛВ, свидетельствующее об образовании межмолекулярных комплексов ЛВ – «носитель».

Кроме того, исследуемые полисахариды представляются более фармацевтически приемлемыми для использования в составе твердых лекарственных средств по сравнению с синтетическими полимерами – «носителями», обладающими относительно высокой токсичностью. Учитывая невысокую термическую стабильность полисахаридов, а также трудности подбора растворителей для совместного растворения ЛВ и носителей, применение жидкофазной технологии получения твердых дисперсий представляется проблематичным. Таким образом, механохимический путь получения твердофазных комплексов природных полисахаридов и ЛВ является, по-видимому, единственно возможным.

Мы также исследовали некоторые фармакологические характеристики полученных твердых дисперсий на лабораторных животных. Испытания показали, что для получения одинакового по сравнению с исходным ЛВ специфического фармакологического действия (седативный, противовоспалительный эффект и т.д.) требовалась меньшая (до 20 раз) доза ЛВ.

Таким образом, механохимическое получение твердофазных комплексов лекарственных веществ с растительными полисахаридами позволяет обеспечить улучшенные фармакологические свойства лекарственных препаратов, повысить активность лекарственных веществ а также уменьшить побочные эффекты.

ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОДИСПЕРСИЙ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ СОЛНЕЧНОЙ РАДИАЦИИ

А.А.Емельянов¹, В.А.Полубояров², З.А.Коротаева², Е.В.Великанов¹, В.А.Синицын¹,
Н.З.Ляхов², Van Bong-Chan³

¹*Институт теплофизики СО РАН,*

²*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,*

³*Sunchon National University, Korea, e-mail: sunbcban@sunchon.ac.kr*

Основным внешним источником энергии является солнечное излучение, а главным (в космическом аппарате - единственным) путем сброса теплоты оказывается собственное тепловое излучение наружной поверхности объекта. Поэтому ТРП характеризуется двумя основными оптическими параметрами: коэффициентом поглощения солнечного излучения (α) и коэффициентом излучения (ϵ). Поскольку, 97% величины солнечной энергией находится в спектральном интервале 0,2-2,5 мкм, а облучаемая этой энергией поверхность объекта испускает тепловое излучение с длинами волн более 10 мкм, то наиболее эффективное снижение температуры нагрева объекта будет достигнуто использованием покрытия, у которого поглощательная способность в солнечном спектре минимальна, а интегральная излучательная способность максимальна. Проведено расчетно-экспериментальное исследование влияния оптических свойств покрытия на формирование температурных полей в слое при нестационарном радиационно-кондуктивном нагреве полупрозрачной рассеивающей среды с учетом температуры и спектра. В связи с этим, рассмотрено решение задачи о взаимодействии излучения с полупрозрачной рассеивающей средой, содержащей стратифицированные частицы металла определенного размера и концентраций. При этом особое внимание уделено влиянию на оптические свойства поверхности наночастиц и технологии их получения в процессе механоактивации.

Представлены результаты расчетов температурного распределения для различных моментов времени в полупрозрачном слое полиметилметакрилата, содержащем сферические наночастицы алюминия, при нагреве солнечным излучением. Условия нагрева: плотность падающего излучения на переднюю поверхность - 500 Вт/кв.м, температура стабилизации теневой поверхности - 20°C, коэффициент теплоотдачи с передней поверхности - 10 Вт/кв.м К.

Вариант а) материал частиц - алюминий; размер частиц - 100 нм; толщина слоя - 500 нм; матрица - полиметилметакрилат; фактор заполнения - 0,1.

Вариант б) материал частиц - окисленный алюминий; толщина оболочки - 50 нм; толщина слоя - 500 нм; фактор заполнения - 0,1.

Из расчетных данных следует, что наличие окисленного слоя на поверхности частиц замедляет процесс нагрева солнечным излучением слоя и снижает уровень стационарной температуры с 45°C до 38°C.

МОРФОЛОГИЧЕСКАЯ СИСТЕМА ТЕХНОЛОГИЙ СИНТЕЗА ОБЪЕМНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

С.Ф.Забелин, К.С.Забелин, И.В.Николаюк

ЗабГГПУ, Чита
e-mail: Metal@Zabspu.ru

Для проведения системно-технологического анализа процессов синтеза объемных нанокристаллических материалов (ОНКМ) и построения комплексной модели такого анализа необходимо, в первую очередь, создать морфологическую систему технологического процесса. При этом необходимо учитывать два ключевых положения. Во всех случаях синтеза ОНКМ необходимым условием технологии является создание в них особых мелкодисперсных наноструктур (нанофаз): нанокристаллических, квазикристаллических, а так же их комбинаций между собой и с аморфными образованиями или матрицей. Другим необходимым условием технологии является стабилизация достигнутого наноструктурного состояния материала соответственно свойств ОНКМ.

Эффективная разработка технологических процессов синтеза ОНКМ осуществляется только на базе определенного технологического классификатора, включающего технологические признаки, требования и возможности.

Реализация любого технологического процесса получения ОНКМ возможна на основе различного оборудования и способов для различных исходных материалов. Но для каждого процесса происходит в определенной технологической среде (системе), включающей следующие области:

А. Цель реализации: достижение требуемых физико-механических и функциональных свойств материала, создание особо активированного состояния материала, например состояния сверхпластичности и др.

Б. Характеристики класса и состава исходного материала: жидкий расплав, электроды, электролиты, различные по химическому составу и форме порошки и аморфные материалы с различной предварительной обработкой (химической, термической или механической).

В. Показатели процесса получения ОНКМ: способ и физико-химические особенности и закономерности технологических операций, их технологическое оснащение.

Г. Показатели (характеристика) структурного состояния полученного материала: субмикроструктурная, нанокристаллическая, аморфная и их комбинации между собой.

Д. Методы стабилизации структурного состояния ОНКМ: технологические операции изотермического или термоциклического отжига или старения.

Е. Показатели готового материала: его состояние и конструкционные и функциональные свойства.

В работе определена общая технологическая среда и предложена морфологическая система комплексной модели анализа технологии синтеза ОНКМ.

ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОЙ

В.К.Загорский, Я.В.Загорский

*Уфимский государственный нефтяной технический университет,
e-mail: kalkutta@mail.ru*

Сравнение структур получаемых после лазерного и электродугового упрочнения одинарных сталей позволило выявить их основные отличия. Мгновенный нагрев и охлаждение поверхности при лазерном упрочнении без выдержки расплавленного металла в жидком состоянии способствует частичному распаду исходных структур феррита, перлита, цементита и частичному образованию новых фаз аустенита и мартенсита, стабилизируемых при охлаждении в массу детали со сверхкритическими скоростями. В результате формируется высокодисперсный, высокотвердый неоднородный конгломерат.

Суть электродугового упрочнения заключается в нагреве поверхности с оглавлением электрической дугой специально созданным генератором дуги с одновременным введением углерода до эвтектических концентраций. Все параметры нагрева соизмерены с лазерным воздействием (плотность мощности до 10^5 Вт/см², время воздействия $t=3 \cdot 10^{-3}$ с, локальность $0,01 \cdot \dots \cdot 0,04$ см³)

Насыщение расплавленного металла углеродом способствует выделению до 30% скрытой теплоты за счет снижения температуры плавления по линии солидус. Излишки тепловой энергии расходуются на увеличение времени выдержки расплавленного металла, на увеличение полноты аустенитного превращения вплоть до полного, глубины оплавления и зоны термического влияния с формированием многослойной структуры однородного ауститно-мартенситного композита в оплавленной зоне и мартенситно-аустенитного в зоне термического влияния. Другие структуры металлографически при больших увеличениях не обнаруживаются. Дисперсность структур соответствует ГОСТ8233-90, что обычными способами получить не возможно. В переходной зоне появляется весь набор структур плавно переходящий в структуру основы.

При увеличении $\times 5000$ с трудом просматриваются мельчайшие иглы мартенсита ориентированного в направлении термического удара. С точки зрения обеспечения высокой износостойкости полученные структуры имеют большие преимущества. Основными из которых наряду с текстурированным к поверхности мартенситом является: сохранение в структуре по глубине от 70% до 30% остаточного аустенита, способствующего повышению пластичности микрообъемов сплава против хрупкого разрушения. Отсутствие карбидов способствует сохранению высокой вязкости. При этом следует отметить, что данная технология обеспечивает повышение пластичности упрочненной зоны высокоуглеродистых сталей за счет увеличения устойчивости аустенита к мартенситному превращению. Другим преимуществом является возможность устранения разрушения схватыванием за счет изменения параметра кристаллической решетки при насыщении углеродом до $3,62 \cdot 10^{-2}$ А, что важно для контактной пары колесо-рельс железнодорожного транспорта, отличающихся по химическому составу на десятые доли процента. При этом рельс имеет параметр $2,9 \cdot 10^{-2}$ А. Испытания деталей в условиях экстремального износа (валки, глиносмесителей, пальцы земенаредов, бандажи железнодорожных колес и трамваев...) подтвердили высокую эффективность новой технологии.

НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН

Л.А.Земскова, И.В.Шевелева, В.Г.Курявый, Н.Н.Баринов, А.В.Войт

*Институт химии ДВО РАН,
e-mail: zemsikova@ich.dvo.ru*

Дальневосточный геологический институт ДВО РАН

Области применения разнообразных углеродных материалов и композитов на их основе постоянно расширяются. Они используются в качестве сорбентов, электродов в технологических процессах, связанных с разделением, выделением и очисткой веществ, а также в качестве катализаторов различных процессов. Существование нескольких форм элементарного углерода, таких как порошки с высокой удельной поверхностью, углеродные волокна (УВ) в виде нитей, тканей, войлоков, аэрогели, нанотрубки, нановолокна, фуллерены обеспечивает возможность получения сорбентов на основе углерода со специфическим комплексом свойств. Могут быть получены сорбенты с определенной пористой структурой, различным составом и плотностью поверхностных групп, определяющих поверхностные свойства углеродных материалов.

Одним из направлений получения нового поколения нанокompозитных модифицированных углеродных материалов является модификация пористой матрицы с применением как растворов, так и твердотельных реакций. При этом размеры пор матрицы ограничивают рост частиц модификатора на поверхности [1].

Нами разработаны новые сорбционно-активные материалы на основе текстильных углеродных волокон (жгут, ткань, войлок) путем сочетания процессов электрохимической и химической обработки, приводящих к получению композиционных материалов, модифицированных оксидами металлов и природным биополимером хитозаном. Поверхностные характеристики модифицированных углеродных волокнистых материалов изучены различными методами: электрохимическими (циклической вольтамперометрии и кривых заряжения), электронной микроскопии, рентгеноэлектронной и ИК-спектроскопии.

Методами электронной микроскопии (АСМ и ЭСМ) установлено, что структура поверхности определяется условиями модификации. При электрохимической модификации оксидом титана наблюдается более равномерное формирование пленки оксида, чем при химической обработке. И в том и другом случае при образовании покрытия характерно формирование иерархической структуры растущей фазы. При модификации покрытие формируется из сферических частиц растущей фазы размером 10-15 нм. Поры каркаса модификатора являются зазорами между частицами оксида.

Пленка хитозана, нанесенного на поверхность углеродной матрицы в различных условиях электрохимической модификации, представляет собой организованную наносистему, в которой наноразмер проявляется только в одном измерении (толщина), а два других обладают макроразмерами.

Установлено, что изменения поверхностных свойств вследствие модификации определяют сорбционные свойства композиционных материалов, которые определялись по отношению к иммобилизации на поверхности белка – бычьего сывороточного альбумина.

[1] И.П.Суздаев. Нанотехнология: физико-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. – М.: КомКнига, 2006. – 592 с.

**ПОРОШКОВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ:
ОПЫТ ПОЛУЧЕНИЯ, КЛАССИФИКАЦИИ И ФОРМОВАНИЯ С
ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФИЗИЧЕСКИХ И ХИМИЧЕСКИХ МЕТОДОВ**

А.Ф.Ильющенко, Л.П.Пилиневич, В.В.Савич, О.Л.Прохоров,
А.А.Шевченко, А.В.Беляев, А.М.Яркович

ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАН Беларуси, e-mail: vsavich@yandex.ru

Проведены исследования процесса получения нанокomпозиционных СВС - порошков в системах Fe_2O_3 -Al и Fe_2O_3 - Fe – Al. Установлено, что, варьируя составом реакционной шихты, энергонапряженностью и длительностью механообработки, можно регулировать морфологию, фазовый состав и размер зерна (кристаллитов) синтезируемых СВС – порошков.

Получены нанокomпозиционные СВС порошки $FeAl/Al_2O_3$ заданного состава, полностью наследующие структурную морфологию прекурсора. Детонационным напылением из нанокomпозиционного порошка $Fe_{40}Al/Al_2O_3$ получены покрытия высокого качества с пористостью менее 1 %, нанокристаллической структурой и микротвердостью 7,5-8,5 ГПа.

Исследован процесс измельчения отработанных мишеней состава $In_2O_3 + 10\% SnO_2$ до наноразмеров на вихревой мельнице и последующего компактирования методом высокоэнергетического нагружения. Установлено, что измельчение в вихревой мельнице позволяет получать частицы с размером 200-300 нм. Исследована возможность использования сепарированного и рафинированного порошка, полученного из дезинтегрированных отработанных мишеней состава $In_2O_3 + 10\% SnO_2$, активированного физическими и химическими методами совместно с синтезированным порошком того же химического состава. Активированная шихта подвергалась компактированию статическим либо высокоэнергетическим нагружением (взрывным либо гидродинамическим) с последующей термической обработкой в области температур, не вызывающих интенсивной рекристаллизации. Высокоэнергетическое нагружение позволило получить более мелкозернистую структуру, активировать порошковый материал при последующем спекании, ускорить и углубить процессы, протекающие при термообработке, при более низкой температуре.

Экспериментально исследован процесс классификации порошков методом электродинамического псевдооживления (ЭДПО). Показана возможность псевдооживления частиц с размером от 50 нм до 50 мкм различного химического состава. Модифицируя характеристики материала электрода, изменяя интенсивность электрического поля от 0,01 до 15 МВ/м, а также удаляя из межэлектродной зоны фракции порошка можно проводить его классификацию.

Разработаны процессы золь-гель синтеза монодисперсных порошков кремнезема в диапазоне 200– 400 нм и изготовления на их основе трехмерных нанопористых периодических структур с использованием самоорганизации частиц в центробежном поле.

Разработан процесс получения асимметричных керамических мембранных фильтров (размер пор 30–1000 нм), включающий послойное нанесение на микропористые керамические подложки мембранных слоев с последовательно уменьшающимся размером пор. Установлено, что нанопористый мембранный слой может формироваться как методом шликерного литья, так и золь-гель синтезом мембраны непосредственно на поверхности пористой подложки.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ В МИШЕНЬ ДЛЯ НАПЫЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ ИОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ

.А.Ф.Ильющенко, М.А.Андреев, Л.В.Маркова

*Государственное научное учреждение Институт Порошковой металлургии
e-mail : isctnr@tut.by*

В настоящее время к деталям машин и механизмов, работающих в условиях повышенного износа и агрессивных сред, изготовленным, как правило, из высоколегированных сталей, предъявляются все более высокие требования. В связи с резким удорожанием природных ресурсов, проблема повышения износо- и коррозионной стойкости инструмента, технологической оснастки, деталей машин и механизмов становится все более актуальной.

Новым направлением современного материаловедения является получение композиционных покрытий с наноразмерными включениями ультрадисперстных алмазов и оксидов, размеры которых составляют несколько десятков или сотен ангстрем. Главной особенностью процесса ионно-лучевого распыления является возможность переноса материала композиционных мишеней на поверхность обрабатываемых деталей с сохранением состава соединений и их стехиометрии.

В качестве материала исследования нами были взяты ионно-лучевые покрытия Ni, Ni + 1 % УДА и Ni+5 % УДА, Cr, Cr + 1 % УДА и Cr + 5 % УДА а также ионно-лучевые покрытия Ti исходном состоянии и с 5 % УДА и 5 % ультрадисперстного Al₂O₃. Покрытия получали методом ионно-лучевого распыления в вакууме с помощью двухлучевого ионного источника.

Основным методом исследования морфологии покрытий на данном этапе была выбрана сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) в сочетании с микрорентгеноспектральным анализатором (МРСА). Для оценки прочностных свойств напыленных покрытий проводились замеры микротвердости с использованием наконечника Кнупа. Нагрузку брали 0,02 Н.

В результате выполнения работы установлено, что добавление даже малого количества УДА в мишени для распыления способствует измельчению структуры ионно-лучевых покрытий, сформированных как на основе Ni, так и Cr. Доказано, что введение УДА в мишени для распыления значительно уменьшает дефектность ионно-лучевых покрытий. Выявлено, что поперечная структура ионно-лучевого покрытия с УДА и без них представляет собой трехслойную столбчатую структуру. Показано, что использование режима фазового контраста в атомно-силовой микроскопии позволило выявить упрочнение границ зерен при введении УДА в мишени для распыления.

В докладе подробно описана морфология ионно-лучевых покрытий Ti. Показан характера изменения морфологии поверхности покрытий после введения в мишень для напыления УДА и ультрадисперстного Al₂O₃. Показано распределение ультрадисперстных алмазов и ультрадисперстного Al₂O₃ по поверхности покрытия. Установлено, что микротвердость ионно-лучевых покрытий Ti меняется от 3000 МПа в исходном состоянии, до 4800 МПа при введении 5 % ультрадисперстного Al₂O₃ и до 5000 МПа - 5 % УДА в мишень для напыления. В результате выполнения работы будет предложен новый композиционный материал износостойких и коррозионностойких покрытий.

МНОГОСЛОЙНОЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ НАЖИМНЫХ ДИСКОВ КОРОБОК ПЕРЕДАЧ ТРАКТОРОВ "КИРОВЕЦ"

В.М.Константинов¹, А.Н.Лукашок², П.В.Тихонов²

¹Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,

²Полоцкий государственный университет, Новополоцк, Беларусь

e-mail: lukashok@rambler.ru

Цель работы – повышение долговечности нажимных дисков коробок передач тракторов "Кировец" нанесением многослойных наноразмерных покрытий, полученных активированной дуговой металлизацией, электроискровой наплавкой и фрикционно-механической обработкой.

Проведен анализ условий работы нажимных дисков. Определены основные требования к материалам восстановительно-упрочняющего покрытия.

Разработано многослойное восстановительно-упрочняющее покрытие, состоящее из:

- восстановительного слоя толщиной 0,5...2,0 мм, полученного активированной дуговой металлизацией порошковой проволокой ПП-ТП на основе железа,
- упрочняющего износостойкого слоя глубиной 50...150 мкм, полученного электроискровой наплавкой диффузионно-борированными стальными электродами на основе стали 70 с содержанием бора 3...5 %,
- антифрикционного нанокристаллического слоя толщиной 0,5...3,0 мкм, полученного фрикционно-механическим способом с использованием медно-цинкового сплава с содержанием цинка 37...42 %.

Разработанное покрытие обеспечивает высокую износостойкость и антифрикционные свойства рабочих поверхностей дисков. При изучении покрытия были обнаружены новые фазы и соединения в покрытиях, установлены закономерности влияния химического состава на структуру и свойства получаемых покрытий.

Для формирования электроискрового и антифрикционного слоёв разработаны, изготовлены и испытаны установки ЭИН-01 и УФЛ-02, позволяющие наносить покрытия на внутренние поверхности с высокой производительностью.

Для ОАО "Витебский мотороремонтный завод" восстановлена и упрочнена опытная партия нажимных дисков. Проведенные сравнительные стендовые испытания дисков показали, что после приработки диски с покрытием имеют меньшее количество рисок и более низкую шероховатость по сравнению с серийными дисками.

Проведен технико-экономический анализ восстановления и упрочнения изношенных нажимных дисков. Расчёт себестоимости восстановления дисков в условиях ОАО "Витебский мотороремонтный завод" показал эффективность применения многослойных покрытий.

КУМУЛЯТИВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ ПОКРЫТИЙ НАНОКОМПОЗИТНЫМИ ПОРОШКАМИ.

М.А.Корчагин¹, С.А.Кинеловский², Н.З.Ляхов¹

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, 630128. Новосибирск.
e-mail: korchag@solid.nsc.ru*

²*Институт гидродинамики СО РАН, 630090.*

Получение покрытий на поверхности деталей инструментального и функционального назначения является одной из фундаментальных задач физического материаловедения.

Хорошо известно, что снижение размера зерна напыляемого покрытия приводит к существенному увеличению эксплуатационных характеристик изделий. Например, уменьшение размера зерна карбида вольфрама даже в микрометровом диапазоне сопровождается заметным повышением износостойкости, твердости, а также ростом прочности на сжатие и на изгиб сплавов WC – Co. Переход к нано – или субмикроструктурному состоянию WC сопровождается еще большим повышением этих характеристик (в 2-3 раза). Однако при спекании этих нанопорошков с кобальтовой связкой наблюдается существенный рост размера зерна WC. Для снижения скорости роста зерна используют электроискровое спекание. В этом случае стадия компактирования нанопорошковой смеси совмещается с ее быстрым спеканием и последующим охлаждением спеченного образца.

Очевидно, что такой же эффект сохранения наноразмерности зерен твердых сплавов WC – Co можно попытаться получить и при использовании неравновесных методов нанесения покрытий (холодное газодинамическое, детонационное и кумулятивное напыление). В этом случае быстрый сброс температуры за счет теплопроводности в подложку должен привести к сохранению наноразмерности зерен покрытия.

В данных методах напыления в качестве прекурсоров используются только заранее приготовленные порошковые соединения. Напыление смесями исходных реагентов практически невозможно, т.к. в условиях высокоскоростных потоков происходит сепарация этих смесей.

С целью изменения такого положения предлагается использовать в качестве прекурсоров механокомпози́ты, образующиеся в результате интенсивной пластической деформации реакционной смеси в планетарной шаровой мельнице. Очень перспективным может оказаться напыление покрытий механически активированной смесью исходных реагентов, а не порошками композитов, состоящих из конечных соединений. В этом случае химическое взаимодействие реагентов будет проходить в крайне неравновесных условиях высокоскоростных потоков. Это направление может привести к получению принципиально новых материалов покрытий.

В данной работе приведены результаты рентгенографического и электронно-микроскопического изучения покрытий, полученных кумулятивным методом при использовании в качестве прекурсоров механокомпози́тов трех составов: (Ti + 2W) + 60мас% Cu; TiB₂ + 90мас% Cu и W + 1C.

Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционного проекта И-29 СО РАН и гранта РФФИ № 06-03-32384.

**МИКРОРОБОТОТЕХНИКА В МЕДИЦИНЕ.
ОСНОВНЫЕ ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ МИКРОРОБОТОТЕХНИЧЕСКОГО
КОМПЛЕКСА ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ, ПРОФИЛАКТИКИ И ЛЕЧЕНИЯ
ЖЕЛУДОЧНО-КИШЕЧНОГО ТРАКТА.**

Л.Н.Кравчук¹, Н.Е.Кудряшева²

¹*Институт проблем механики Российской академии наук (г. Москва)*

²*НИИ СП им. Н.В.Склифосовского (г. Москва)*

Принципиально возможно, применив чувствительную электронику, соответствующие материалы и точную механику, создать универсальную автономную радиокапсулу для одновременного измерения рН, давления, температуры, магнитно-биологических полей слизистых оболочек различных участков ЖКТ и др.

Все физиологические, биологические параметры, обеспечивающие нормальную жизнедеятельность ЖКТ человека, его внутренних органов, жестко связаны между собой и взаимно воздействуют друг на друга, поддерживая организм в определенном состоянии при его взаимодействии с внешними параметрами, факторами.

Накопление, систематизацию и анализ физиологических, биологических параметров целесообразно выполнять на протяжении всей жизни человека, записывая все параметры в различных принятых формах с фиксацией их изменений.

Накопленная статистическая масса наблюдений за установленными параметрами на протяжении жизни одного или нескольких поколений позволит также предупреждать те или иные отклонения от нормального функционирования, с учетом социальных, экологических, индивидуальных и других условий проживания.

В реализации возможностей максимально достоверной диагностики с помощью автономной радиокапсулы использованы законы биомеханики.

Разработанный микроробототехнический комплекс состоит из автономной минирадиокапсулы, съемного пояса-пеленгатора, приемно-анализирующей аппаратуры и аппаратуры управления.

Весь режим работы автономной радиокапсулы автоматический. На протяжении всего времени нахождения радиокапсулы в ЖКТ по установленной программе с помощью пояса-пеленгатора в радиокапсулу подаются электромагнитные импульсы, позволяющие с помощью специальных устройств отслеживать ее местонахождение.

Микроробототехнический комплекс предусматривает выполнение работ по трем направлениям:

1. Диагностика состояния функционирования ЖКТ по установленным параметрам;

2. В случае каких-либо отклонений полученных физиологических параметров от нормы, в ЖКТ направляют специальную автономную радиокапсулу для забора на борт содержимого ЖКТ установленного участка для лабораторного исследования;

3. При необходимости в установленный участок ЖКТ направляют специальную автономную радиокапсулу с лекарственным препаратом.

Линейные размеры корпуса радиокапсулы: $d = 8\text{ мм}$; $L = 16\text{ мм}$.

Не исключается возможность размещения всех датчиков физиологических параметров на внешней поверхности радиокапсулы, как единого целого с конструкцией корпуса. Это предпочтительный вариант приближения к полной достоверности измеряемых физиологических параметров. Современная технология должна позволить это сделать. В данном случае значительно упростится процесс дезинфицирования, что будет также способствовать многократному использованию радиокапсулы.

СВОЙСТВА НАНОПОРИСТЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ СМЕСЕЙ ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ

Б.Н.Кузнецов, Н.М.Микова, Н.В.Чесноков, В.А.Дроздов

*Институт химии и химической технологии СО РАН, г. Красноярск
Институт проблем переработки углеводов СО РАН, г. Омск
e-mail: cnv@icct.ru*

Постоянно расширяющиеся масштабы использования пористых углеродных материалов (ПУМ) стимулируют исследования по их получению из доступных и дешевых видов природного сырья, например растительных полимеров, природных графитов. Перспективным направлением конструирования нанопористых углеродных материалов является создание углерод-углеродных композитов, полученных с использованием различных углеродсодержащих предшественников.

В настоящей работе представлены результаты изучения текстурных и структурных характеристик нанопористых углеродных материалов, приготовленных из терморасширенного природного графита Завальевского месторождения и растворов микрокристаллической целлюлозы.

Раствор целлюлозы при интенсивном перемешивании добавляли к образцу терморасширенного графита в весовом соотношении графит: целлюлоза (1:1). Полученную смесь тщательно перемешивали при пониженном давлении для достижения полной однородности. После фильтрации композиционная смесь может быть сформована в виде гранул или таблеток, либо оставлена в форме порошка. Полученные образцы высушивались при температуре 105°C, после чего карбонизовались в токе аргона при 600°C

Текстурные характеристики карбонизованных образцов были получены из анализа изотерм адсорбции N₂ при 77К. Установлено, что полученный углеродный материал в значительной мере сохраняет микропористость, присущую терморасширенному графиту, и имеет удельную поверхность, близкую к поверхности исходного терморасширенного графита (21-38 м²/г). Объем мезопор и микропор в композитном материале меньше, чем в терморасширенном графите, за счет уменьшения диаметра пор с 18,6-23,4 нм до 14,7-16,5 нм.

Электронно-микроскопическое исследование структуры полученных образцов показало, что матрица углеродного материала, определяющая текстурные характеристики полученных ПУМ, представлена двумерными хорошо окристаллизованными слоями графита и слоистой структурой, образованной из целлюлозного предшественника, упаковка которой имеет большое число поверхностных дефектов.

Использование медьзамещенных целлюлоз в составе композиции позволяет получать при их термообработке пористые углеродные носители и катализаторы, преимущественно содержащие наноразмерные частицы металла размером 2-5 нм, а в некоторых случаях размер частиц металла достигает 20 нм.

Таким образом, композиции на основе растворов целлюлозы и терморасширенного графита могут использоваться для конструирования новых типов нанопористых углеродных материалов.

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ДЕТОНАЦИОННОГО И ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

О.И.Ломовский¹, Д.В.Дудина¹, М.А.Корчагин¹, И.А.Рожков¹, В.Ф.Косарев²,
С.В.Клишков², В.И.Мали³, В.Ю.Ульяницкий³, С.Б.Злобин³,
I.Smurov⁴, P.Bertrand⁴

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск*

²*Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Новосибирск*

³*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск*

⁴*Ecole Nationale d'Ingenieurs de Saint-Etienne, France*

Исследовано поведение наноконпозитов TiV_2-Cu с размером частиц диборида титана 50-100 нм в условиях холодного газодинамического и детонационного напыления. Методом холодного напыления получены плотные покрытия без макродефектов при сохранении размера частиц диборида титана. В условиях детонационного напыления вследствие высокой температуры напыляемых частиц наблюдался рост частиц диборида титана до 200-500 нм в зависимости от режима напыления. Проведен расчет температур и скоростей частиц в различных режимах напыления. Показано, что если температура частиц достигает температуры плавления меди, но не происходит дополнительного перегрева, то размер частиц диборида титана в покрытии составляет 100-200 нм. При существенном перегреве образуются частицы размером 500 нм. При увеличении температуры и скорости частиц в покрытии наблюдается неоднородная структура, обусловленная разделением фаз вследствие плохого смачивания в системе TiV_2 /жидкая медь. Вследствие мелкозернистой структуры твердость покрытий, полученных методом холодного напыления, выше твердости детонационных покрытий того же состава. Полученные результаты свидетельствуют о перспективах методов холодного газодинамического и детонационного напыления (в определенных режимах) для получения наноструктурных покрытий из механохимически синтезированных порошков.

Проведено сравнение микроструктуры покрытий с микроструктурой объемных образцов, полученных методом взрывного компактирования.

Установлено, что наноконпозиционный материал состава TiV_2-Cu , полученный взрывным компактированием порошков, проявляет 10-кратное увеличение стойкости к электрической эрозии в условиях сильноточного дугового разряда по сравнению с компактной медью. В настоящее время проводятся исследования электроэрозионной стойкости покрытий, полученных из наноконпозиционных порошков методами холодного газодинамического и детонационного напыления. Разработка покрытий из наноконпозиционного материала позволит сделать технологию получения электродов более экономичной.

Работа выполнена при поддержке Интеграционного Проекта № 106 СО РАН (2006-2008), гранта Лаврентьевского конкурса молодежных проектов (2006-2007) и гранта SB RAS - INTAS № 06-1000013-9104.

**СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА
BT1-00, ПОЛУЧЕННОГО РКУ ПРЕССОВАНИЕМ**

С.П.Малышева, В.И.Копылов, И.Р.Муратова, Г.А.Салищев

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа,
e-mail: svufa@mail.ru*

Физико-Технический институт Национальная Академия Наук Беларуси, Минск

Субмикроструктурные (СМК) материалы вызывают большой интерес исследователей, поскольку такие материалы по строению и механическим свойствам существенно отличаются от материалов в обычном состоянии. Специальные способы деформирования, разработанные в последние десятилетия, позволили получать СМК структуры в заготовках лабораторного и промышленного размеров; обычно для этих целей используют сдвиг под давлением и равноканальное угловое прессование (РКУП). Однако в чистых металлах сформировать однородную СМК структуру в массивных заготовках не удастся. Локализация процесса пластической деформации приводит к неоднородности микроструктуры. В настоящей работе исследована микроструктура и текстура технического титана ВТ1-00, полученного РКУ прессованием, и оценены его механические свойства.

Перед деформацией образцы титана закачивали из β -области. Размер β -зерен составил 400 мкм. Далее заготовки подвергали РКУ прессованию при температуре 380-400°C по маршруту: 2С поворот 2С. Были получены прутки сечением 14 × 14 мм длиной 120 мм. Трещины в прутках отсутствуют, очень редко встречаются микротрещины, расположенные под углом 45° к оси прутка. Проведенный анализ показал, что макроструктура прутка по всей длине и сечениям однородная, матовая, исходные β -зерна не выявляются. Микроструктура прутка также однородная, представлена равноосными микрофрагментами. В структуре наблюдается высокая плотность дислокаций и внутренние напряжения. Средний размер микрофрагментов 0,12 мкм, фрагментов размером более 0,5 мкм не наблюдается. По данным EBSD-анализа доля высокоугловых границ (> 15°) в этом состоянии равна 40%. Путем анализа обратных полюсных фигур установлено, что это состояние практически изотропно.

Микротвердость титана ВТ1-00 после РКУ прессования составляет 2700 МПа, что в 2 раза выше микротвердости закаленного образца и в 3 раза больше отожженного. Предел прочности составляет 750 МПа, предел текучести 625 МПа, относительное удлинение 17%, относительное сужение 56%.

При отжиге сохраняется однородная равноосная СМК структура, преимущественного роста отдельных зерен не наблюдается. Рост зерен начинается при температуре отжига 450°C, но и в этом случае однородность сохраняется. Таким образом, результаты показывают, что при определенных режимах РКУП возможно получение в титане ВТ1-00 однородной равноосной СМК структуры во всем объеме заготовки, которая обладает высокими прочностными и пластическими характеристиками.

СВОЙСТВА ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ Порошков на основе ZrO_2

А.Г.Мельников, Т.Ю.Саблина, И.Н.Севостьянова, С.Н.Кульков

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
e-mail: Melnikov_ag@mail.ru*

Плазмохимические нанокристаллические порошки являются одним из перспективных материалов для производства высокопрочной керамики. Плазмохимические порошки на основе ZrO_2 , обладают высокой гомогенностью распределения стабилизирующей добавки, также состоят из близких по размерам поликристаллических пленок со средними размерами кристаллитов 20 нм, при этом 90% кристаллитов имеют размер равный или менее 30 нм преимущественно тетрагональной фазы. Но в то же время, плазмохимические порошки, обладая большой удельной поверхностью, имеют настолько неблагоприятное морфологическое строение для процесса прессования, а их активность к спеканию столь высока, что при спекании крупногабаритных изделий не удается получить однородную по всему объему усадку, а, следовательно, однородную плотность после спекания, что вызывает, как правило, фрагментацию (растрескивание) изделия в процессе спекания. Поэтому необходима предварительная подготовка ультрадисперсного плазмохимического порошка к дальнейшей его промышленной переработке.

Величина удельной поверхности - одна из важнейших характеристик порошков, определяющая активность протекания физико-химических процессов, сопутствующих формированию свойств частиц, их компактированию, спеканию, взаимодействию с окружающей средой и т.д. Удельная поверхность порошка определяется дисперсностью, формой и состоянием поверхности его частиц, а также методами получения порошков. Известно, что в процессе подготовки порошков к формованию они проходят различные операции, которые существенно влияют на свойства порошка, на изменение удельной поверхности, и, в конечном счете, на свойства самого спеченного материала.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния отжига и механической обработки на свойства оксидных порошков.

Для исследования были взяты ультрадисперсные порошки $ZrO_2-Y_2O_3 - Al_2O_3$, изготовленные на Сибирском химическом комбинате (СХК, г.Северск) методом денитрации водных растворов солей металлов в плазме высокочастотного разряда.

В работе установлено, что отжиг порошка приводит сначала к увеличению удельной поверхности, обусловленному частичным переходом рентгеноаморфной части материала в нанокристаллическое состояние, а также разрушением частиц «пенообразного» вида, а затем к значительному ее уменьшению, связанному с рекристаллизацией. Дальнейшая механическая обработка отожженного порошка также вызывает повышение насыпной плотности и некоторое снижение удельной поверхности.

Электронномикроскопические исследования отожженных и механически обработанных порошков показали, что как отжиг, так и механическая обработка приводят к изменению морфологии порошков. После механической обработки в порошках не наблюдается скопления пенообразной формы, а частицы порошка имеют приблизительно одинаковый размер и форму чешуек. Увеличение времени обработки приводит к исчезновению мелких частиц, которые собираются в округлые агломераты приблизительно одного размера.

Такая комплексная обработка порошка благоприятно сказалось на технологических свойствах порошка.

Ю.И.Михайлов, В.В.Болдырев, Е.М.Благитко, В.А.Бурмистров,
А.П.Колесников, О.А.Полунина, П.П.Родионов, Л.И.Скворцова

Институт химии твёрдого тела и механохимии СО РАН г. Новосибирск
e-mail: Boldyrev@solid.nsk.su

Нанобиокомпозиты - стремительно развивающееся направление наноразмерного материаловедения. Системы на основе серебра вызывают особый интерес. Серебро - уникальное явление в борьбе с патогенной микрофлорой. Самый сильный антибиотик убивает не более десяти разновидностей микробов, вирусов и грибов, но в случае серебра их число достигает 650 [1].

В сравнении с водными растворами солей серебра значительно более эффективными являются системы на основе наночастиц серебра [2, 3]. Поэтому размеры, формы, способы получения и стабилизации наночастиц серебра вызывают особый интерес. Среди препаратов последнего поколения арговит представляет собой композит из наночастиц серебра, стабилизированных поливинилпирролидоном. Он также является основным компонентом в композите аргогель - дисперсии арговита в гидрофильной матрице полиэтиленоксиде. Композит аргокрем - это дисперсия в липофильной матрице - косметическом креме. Частицы серебра в этих биокомпозитах имеют форму близкую к сферической размером 2-4 нм и очень узким распределением по размерам. Характер распределения не меняется и после нанесения арговита на твёрдый носитель, хотя средний размер частиц увеличивается до 10-30 нм [3].

Среди способов получения серебряных нанобиокомпозитов особый интерес представляют топохимические реакции [4] с использованием минеральных сорбентов. Термическое разложение солей серебра в цеолитной матрице завершается созданием в порах и на поверхности адсорбента кластеров и наночастиц серебра [5]. Это позволило удачно сочетать антимикробные свойства серебра с высокой пористостью, сорбционной емкостью, ионообменными и детоксикационными свойствами минерального сорбента и создать препараты пролонгированного действия [6,7].

- [1] Благитко Е.М., Бурмистров В.А., Колесников А.П., Михайлов Ю.И., Родионов П.П. Серебро в медицине. - Новосибирск: Наука-Центр, 2004. - 256 с.
- [2] Новые химические системы и процессы в медицине: материалы научно-практ. конф. с междунар. участием. - Новосибирск: СибУПК, 2002. - 276 с.
- [3] Применение препаратов серебра в медицине: Сборник трудов. - Новосибирск: ЗАО "Вектор-Бест". - 2002.-115 с.
- [4] Болдырев В.В. Реакционная способность твердых веществ. - Новосибирск: Издательство СО РАН. - 1997. - 394 с.
- [5] Серебро и висмут в медицине: Материалы научно-практ. конф. с междунар. участием - Новосибирск: СибУПК.-2005.-316 с.
- [6] Мазь "Гидропент" для лечения инфицированных ран: патент 2233652 РФ. МКН 7 А61 С1 К 9/06, 31/4164, 33/38, 35/64, А61 Р 17/02 / Благитко Е.М., Родионов П.П., Бугайченко Н.В. и др. - БИ № 22 2004.
- [7] Средство "Арголит" для лечения инфицированных ран: патент 2245151 РФ: МПК 7 С2 А61 К 33/00, 33/38 А61 Р 17/02 / Благитко Е.М., Родионов П.П. , Бугайченко Н.В. и др. - БИ № 3 2005.

СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА НАНОГРАФИТОВОГО МАТЕРИАЛА

В.В.Молчанов, М.Н.Щучкин, Е.Ю.Яковлева¹, В.И.Жейвот, Н.А.Пахомов,
В.И.Зайковский, Н.А.Зайцева

*Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск,
¹ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», Саров
e-mail: molchanov@catalysis.ru*

Нанографитовые материалы обладают уникальными физико-химическими свойствами, в т.ч. сорбционными. В РФЯЦ-ВНИИЭФ (Саров) разработана технология получения углеродного нанопористого материала (ТУМаН) карбонизацией пористой фенолформальдегидной смолы (но не полимерного ксерогеля). Изучение этих материалов методом высокоразрешающей электронной микроскопии позволяет отнести их к классу нанографитов. Материалы состоят из глобул размером 5-10 мкм, а последние - из хаотично расположенных микроблоков толщиной в 3-4 графеновых слоя. Материалы обладают развитой системой микропор размером 1,5-2 нм. Удельная поверхность образцов 550-700 м²/г. Варьируя условия получения смол и последующей карбонизации можно в широких пределах менять соотношение макро-, мезо- и микропор. Материалы обладают большой механической прочностью. По данным рентгенофазового анализа материал представляет собой сильно разупорядоченный графит с уникально большими межслоевыми расстояниями - 0,375-0,39 нм.

Были изучены свойства материала ТУМаН в отношении к хемосорбции газов и солей металлов, поглощению водорода и метана. При сорбции легких углеводородов материал проявляет свойства более похожие на свойства оксидов кремния и алюминия, чем углеродных материалов. Это выражается в порядке выхода легких углеводородов при прохождении через хроматографическую колонку с этим сорбентом. Ниже приведем порядок выхода легких углеводородов на трех сорбентах (Актилен-1 – типичный углеродный материал):

Актилен-1	ацетилен → этилен → этан → пропилен → пропан
ТУМаН	этан → пропан → этилен → ацетилен ~ пропилен
Al₂O₃	этан → этилен → пропан → пропилен → ацетилен:

Порядок выхода других газов также ближе к минеральным сорбентам:

Цеолит СаА	водород → кислород → азот → метан → СО
ТУМаН	водород → кислород + азот → СО → метан

Сравнение поглощения водорода с другими углеродными материалами показывает, что ТУМаН поглощает несколько больше водорода, чем материалы с сопоставимой или даже большей удельной поверхностью. Емкость материала ТУМаН по водороду при температуре жидкого азота и атмосферном давлении составляет 1,3-1,38% масс. Сорбционная емкость материала ТУМаН по метану при комнатной температуре и давлении 60 атм составляет более 13% масс.

Полученные изотермы сорбции хлоридов ртути и цинка из водных растворов показали, что сорбционная емкость материала ТУМаН по этим солям находится на уровне активированных углей. При этом его удельная поверхность существенно ниже поверхности активированных углей. Степень извлечения хлорида ртути из растворов составляет более 99%, хлорида цинка – 75%. Сорбционная емкость по хлориду ртути составляет 59% масс., по хлориду цинка – 37% масс.

Проведенные исследования показывают, что новый нанографитовый материал является перспективным сорбентом для различных областей применения.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРИРОДЫ НОСИТЕЛЯ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕДНОЦЕРИЕВЫХ КАТАЛИЗАТОРАХ ДЛЯ

ПРОЦЕССА ИЗБИРАТЕЛЬНОГО ОКИСЛЕНИЯ СО В ОБОГАЩЕННЫХ ВОДОРОДОМ РЕАКЦИОННЫХ СМЕСЯХ

Э.М.Мороз¹, Д.И.Зюзин¹, В.В.Кривенцов¹, В.П.Колько¹, Р.И.Гуляев,
Г.Р.Космамбетова², П.Е.Стрижак²

¹*Институт катализа им.Г.К.Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия*

e-mail: kolkovera@gorodok.net

²*Институт физической химии им. Л.В. Писаржевского НАН, Киев, Украина*

В последнее время в связи с проблемами сокращения запасов невозполняемых энергоресурсов и загрязнения атмосферы продуктами их переработки получила развитие водородная энергетика. На сегодняшний момент одна из основных проблем при использовании водородного энергоносителя - это «отравление» водородных топливных элементов остаточным СО в водородсодержащем газе, полученном конверсией углеводородов. В связи с этим важной задачей является эффективная очистка водорода от СО например, путем его селективного каталитического окисления. Перспективными катализаторами для этого процесса представляются наноструктурированные катализаторы, содержащие активный компонент, избирательно окисляющий СО, и оксид церия, выполняющий функцию обратимого источника кислорода для окисления в атмосфере газа-восстановителя - водорода.

В работе проведено сравнительное исследование нанесенных медноцериевых катализаторов, отличающихся природой носителя. В качестве носителей были использованы оксиды циркония, алюминия, титана и марганца. Исследуемые катализаторы приготовлены методом последовательной пропитки носителей солями церия и меди.

Исследование каталитических свойств катализаторов показало, что по активности в зависимости от химической природы носителя, образцы можно разделить на две группы: низкотемпературные катализаторы на оксидах алюминия и циркония и более высокотемпературные на диоксидах марганца и титана. Для исследования кристаллической структуры сложных нанокompозитных катализаторов и взаимного влияния компонентов катализатора на локальную структуру активного центра катализатора проведено исследование образцов с использованием рентгенографических методов, метода РФЭС и EXAFS- спектроскопии.

Предварительные данные метода РФЭС свидетельствуют о различном состоянии активного компонента меди на поверхности для двух групп катализаторов. Однако рентгенографическое исследование с уточнением количественного состава образцов методом полнопрофильного анализа показало достаточно хорошее совпадение заданного состава и полученного. Такое совпадение может являться свидетельством того, что в образцах присутствуют только кристаллические фазы, и нет рентгеноаморфных, нефиксируемых обычным методом рентгенофазового анализа. Активный компонент представлен фазой металлической меди и фазой двухвалентного оксида меди. Ни в одном образце не обнаружена фаза одновалентного оксида. Методом EXAFS- спектроскопии также установлено, что состояние меди в катализаторе соответствует металлу и двухвалентному оксиду.

НАНОКОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ В КАЧЕСТВЕ КАТОДОВ ДЛЯ СРЕДНТЕМПЕРАТУРНЫХ ТВЕРДОКСИДНЫХ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Э.А.Обыскалова¹, Л.А.Исупова, В.А.Рогов, С.В.Цыбуля, Н.Ф.Уваров²,
Г.М.Аликина, А.В.Ищенко¹, В.И.Зайковский, В.А.Садыков

¹*Новосибирский Государственный Университет*

²*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН*

Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН

e-mail:lina@catalysis.ru

Создание твердооксидных топливных элементов (ТОТЭ), которые состоят из двух пористых электродов (воздушный и топливный), разделенных плотным, проводящим ионы кислорода, электролитом – это инновация среди альтернативных источников энергии. Твердооксидные ТЭ не нуждаются в таком дорогом катализаторе как платина (топливные элементы с протонно-обменной мембраной), имеют высокий КПД (до 70 %) в ходе преобразования химической энергии в электрическую, при этом выбросов SO_x , NO_x не наблюдается, а выход CO_x незначителен. Однако широкое практическое использование таких реакторов в настоящее время ограничивают проблемы, связанные с материалами для электролита и электродов, которые приводят к недостаточной мощности установок, их высокой стоимости и высоким рабочим температурам (~ 1000 °С). Таким образом, синтез недорогих катодных материалов с высокой смешанной ионно-электронной проводимостью и устойчивостью в условиях эксплуатации – важная задача при разработке твердооксидных топливных элементов, работающих при пониженных температурах (<1000 °С).

Однофазные перовскиты, в т.ч. допированные щелочноземельными катионами, не отвечают этим требованиям. Кроме того, чистый лантан, необходимый для синтеза перовскита, имеет достаточно высокую стоимость.

Целью настоящей работы является синтез недорогих нанокompозитов и изучение их структурных свойств, а также подвижности решеточного кислорода и его реакционной способности.

Композиты, состоящие из флюоритоподобных оксидов (хорошие ионные проводники) и перовскитов (электронные проводники), являются перспективным решением данной задачи. Низкая стоимость таких нанокompозитов может быть получена благодаря использованию недорогой смеси промышленных оксидов лантаноидов LnO_x ($Ln=Ce, La, Nd, Pr, Sm$) и эффективной технологии их приготовления, например, с использованием метода механохимической активации (МА).

Структурные особенности прокаленных соединений были изучены методами РФА, электронной микроскопии, ИК спектроскопии; реакционная способность кислорода и его подвижность оценены с помощью ТПВ водородом и метаном. Проведено измерение смешанной ионно-электронной проводимости

В ходе исследования установлено, что частицы являются наноструктурированными композитами. По данным ТПВ H_2 и CH_4 подвижность кислорода у них выше, чем у индивидуальных перовскитов или допированных флюоритоподобных фаз, и кроме того наблюдается достаточный уровень электронной проводимости, что обуславливает перспективность их использования в качестве катодов для среднетемпературных твердооксидных топливных элементов.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ВЖ172

В.Е.Панин, Ю.И.Почивалов, Е.Н.Каблов¹, В.И.Лукин¹ Л.Л.Старова¹

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,
¹ФГУП «Всероссийский институт авиационных материалов», г.Москва.
e-mail: pochiv@ispms.tsc.ru*

Наноструктурирование поверхностных слоев является эффективным методом повышения прочности, пластичности и усталостных характеристик конструкционных материалов и их сварных соединений. В настоящей работе представлены результаты исследований влияния высокостабильного наноструктурированного поверхностного слоя на механические свойства (прочность, пластичность, усталостную долговечность, длительную прочность) и характер развития пластической деформации сварных соединений жаропрочного никелевого сплава ВЖ172 при комнатной и высоких (973 К) температурах.

Для сварных соединений сплава ВЖ172, полученных методом аргонно-дуговой сварки без присадочного материала, характерно снижение твердости сварного шва и повышение твердости зон термического влияния по отношению к основному материалу. Это определяет характер развития пластической деформации в сварном соединении при растяжении. Пластическая деформация в нем начинается локально в сварном шве с образования сопряженных мезополос пластического сдвига. Полосы располагаются симметрично относительно центра шва и составляют угол около 20-30 градусов с направлением оси растяжения. В областях зон термического влияния пластическая деформация развита очень слабо. С увеличением степени деформации наряду с системой сопряженных мезополос в сварном шве формируются аккомодационные полосы, расположенные перпендикулярно основным.

Наноструктурирование поверхностного слоя сварного соединения подавляет локализацию пластической деформации на мезоуровне. Пластическая деформация в них развивается однородно по всему сварному шву вплоть до разрушения без локализации деформации и образования мезополос.

Смена механизма деформации в сварных соединениях сплава ВЖ172 приводит к повышению их механических свойств, в том числе и при высоких температурах. Испытания показали, что после наноструктурирования поверхностного слоя прочность сварных соединений значительно возрастает. При комнатной температуре предел прочности σ_B возрастает с 1080 до 1270 МПа, предел текучести $\sigma_{0,2}$ с 720 до 800 МПа, при сохранении пластичности, число циклов до разрушения при напряжении 700 МПа увеличивается с 7 500-12 800 до 72 000-84 600. При температуре эксплуатации (973 К) условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ возрастает с 705 до 852 МПа, длительная прочность σ_{100}^{973} с = 432 до 480 МПа при сохранении пластичности.

Таким образом, создание на поверхности сварных соединений жаропрочного сплава стабильного при температуре эксплуатации наноструктурированного поверхностного слоя с высокими диссипативными характеристиками приводит к повышению механических свойств сварных соединений, в том числе и при высоких температурах.

ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1424 ПУТЕМ СОЗДАНИЯ В НЁМ ГРАДИЕНТНОЙ НАНОСТРУКТУРЫ

В.Е.Панин, Ю.И.Почивалов, Н.И.Колобнев.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
e-mail: pochiv@ispms.tsc.ru

В состоянии поставки (после проката) алюминий-литиевый сплав 1424 характеризуется ярко выраженной анизотропией структуры и свойств. После проката зерна имеют форму текстурированных пластин, вытянутых в направлении проката. Размер зерна в направлении проката составляет $50 \div 150$ мкм, в перпендикулярном – $5 \div 10$ мкм. Толщина зерна – $3 \div 5$ мкм. Это снижает технологичность сплава и ограничивает угол егогиба при изготовлении деталей сложной конфигурации. Для повышения технологичности данного сплава в работе предлагается создание в нем градиентной наноструктуры. После такой обработки в поверхностном слое формируется равноосная зеренная структура с размером зерен менее 0,1 мкм.

Исследование процессов развития деформации на мезоскопическом уровне показывает, что деформация сплава 1424 при комнатной температуре развивается с образованием локализованных полос сброса, ориентированных под углом $\sim 90^\circ$ к оси растяжения. Создание градиентной наноструктуры приводит к изменению характера деформации на мезоуровне. В этом случае локализации деформации не наблюдается. Анализ развития картины деформации с измерением полей векторов смещений показывает, что деформация развивается в виде мелких петель или полупетель, квазиравномерно распределенных по всей длине образца до его разрушения.

С повышением температуры испытания в температурном интервале 623 – 723 К в сплаве 1424 обнаружено проявление эффекта сверхпластичности. Об этом свидетельствуют низкие значения деформирующих напряжений (менее 100 МПа), большие значения величины пластической деформации (до 350 %), повышение коэффициента скоростной чувствительности до 0,83.

Создание градиентной наноструктуры приводит к смещению температурного интервала проявления эффекта сверхпластичности на 50 – 60 К в область более низких температур, и увеличению величины пластической деформации до разрушения в 1,5 – 2 раза.

Таким образом, создание градиентной наноструктуры в сплаве 1424 является эффективным способом управления его структурой и механическими свойствами и может быть рекомендовано к практическому применению для изготовления деталей сложной формы, когда методы объемного наноструктурирования не применимы по технологическим причинам.

МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ТЕРМОПЛАСТОВ

П.Н.Петрова, А.А.Охлопкова, О.В.Гоголева, С.Н.Попов

Институт проблем нефти и газа СО РАН
e-mail: ppavlina@yandex.ru, okhlopkova@yandex.ru

Основным фактором, определяющим структуру и свойства материалов, является обеспечение эффективного взаимодействия на границе раздела фаз в гетерогенной системе. Для усиления межфазного взаимодействия в композите вводят в систему компатибилизаторы различной химической природы. Важно, чтобы такие соединения обладали достаточным сродством к полимерному связующему.

В данной работе приведены результаты исследований влияния полимерного компатибилизатора на термодинамику межфазного взаимодействия, теплофизические, физико-механические и триботехнические свойства нанокompозита на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) и шпинели магния (НК) со средним размером частиц 70-100 нм.

Установлено, что введение НК в ПТФЭ приводит к повышению износостойкости композита в 25-350 раз, но при этом ухудшаются деформационно-прочностные характеристики композита, что связано низкой адгезионной способностью полимерной матрицы.

Для усиления межфазного взаимодействия в систему ПТФЭ-НК добавлен термодинамически совместимый с ПТФЭ полимер Ф-4МБ в качестве компатибилизатора. Установлено, что введение в систему ПТФЭ-НК полимера Ф-4МБ приводит к снижению межфазного натяжения, термических напряжений в системе и интенсификации формирования межфазных слоев, вследствие чего улучшается комплекс эксплуатационных свойств ПКМ: предел прочности при растяжении увеличивается на 20-30 %, относительное удлинение при разрыве в 1,5-2 раза, а скорость изнашивания ПКМ уменьшается в 200-250 раз по сравнению с ненаполненным полимером.

Показано, что введение в систему ПТФЭ-НК полимера Ф-4МБ приводит к повышению термодинамических параметров ПКМ. Это объясняется тем, что Ф-4МБ образует высокоэластичную прослойку между твердой поверхностью наполнителя и кристаллизующимся связующим, приводящее к снижению внутренних напряжений в системе. Известно, что чем ниже внутренние напряжения в полимерной системе, тем прочнее адгезионное взаимодействие на границе раздела фаз полимер-наполнитель.

Таким образом, результаты проведенных исследований показывают перспективность применения термодинамически соовместимого полимера Ф-4МБ в качестве компатибилизатора в системе ПТФЭ-НК для улучшения межфазного взаимодействия на границе раздела фаз полимер-наполнитель, что приводит к повышению физико-механических и триботехнических характеристик ПКМ.

КРЕМНЕЗОЛЬНЫЕ НАНОДИСПЕРСИИ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ И ОГНЕУПОРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В.А.Полубояров¹, З.А.Коротаева¹, В.В.Булгаков¹, Н.З.Ляхов¹, Ф.И.Иванов²,
В.Н.Комиссаров³, В.Э.Готфрид³, А.Н.Бибко²

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск,
Россия;*

²*НФИ КемГУ, г. Новокузнецк, Россия;*

³*ООО «ЭВР», г. Новокузнецк, Россия*

В настоящее время наиболее распространенным в строительстве вяжущим является цемент – силикаты кальция, которые при затворении водой образуют кристаллогидраты, которые, в свою очередь, связывают крупные частицы бута и образуют бетон. Наряду с большим количеством достоинств этого вяжущего существуют и недостатки. Например, уже при 300°C кристаллогидраты начинают разлагаться, что при пожарах приводит к разрушению изделий, полученных с использованием цементов.

В отличие от силикатов кальция нанодисперсии гидрозоль кремнезема (двуокиси кремния) становятся водонерастворимыми при 240°C и при повышении температуры вплоть до 1500°C прочность изделий полученных с использованием кремнеземного вяжущего только возрастает.

Нанодисперсии гидрозоля кремнезема (двуокиси кремния), или как его еще называют, коллоидный кремнезем, представляет из себя легко подвижную, опалесцирующую жидкость, состоящую из воды и наночастиц аморфного кремнезема в качестве дисперсной фазы. Размер частиц золя может, быть в пределах от 1 до 100 и более нм, а их концентрация достигает 50 масс.% и выше при обеспечении устойчивости систем. Последнее означает, что они устойчивы к седиментации и гелеобразованию. Иногда модифицируют поверхность частиц золя, добавляют антифризы, антисептики и др.

Нанодисперсии гидрозоля двуокиси кремния — один из продуктов поликонденсации кремневых кислот, к которым относятся также гидрогели, силикагели (силикаксерогели) аэросилы и др. Однако получение золь или гелей SiO₂ является очень дорогостоящим процессом, что ограничивает их применение для создания строительных материалов. Поэтому в данной работе предлагается использовать водонерастворимые керамические высокодисперсные порошки, позволяющие при смешивании их с силикатами натрия превращать их в золи или гели SiO₂, что позволяет резко удешевить процесс получения золь или гелей SiO₂ и поэтому позволяет использовать их для создания широкого ассортимента строительных материалов.

Использование силикатов натрия в качестве клеевых связей ограничено тем, что прочность на разрыв этих связей не превышает 50 кг/см², а также тем, что эти связки остаются водорастворимыми вплоть до температуры обжига +250°C. Кроме того нагрев этих клеевых связей до температуры +160°C приводит к их вспучиванию. Клеевые связки на основе золь или гелей SiO₂ обладают прочностью на разрыв более 500 кг/см², являются водонерастворимыми при температуре обжига +150°C и не вспучиваются при нагреве.

Разработаны низкотемпературные безавтоклавные способы получения жидкого натриевого стекла с большим диапазоном модулей (1-10) с использованием широкого спектра силикатсодержащих материалов (отходы металлургических производств, отходы стекла, искусственные и природные оксиды кремния, силикат глыба (с понижением модуля) и т.д.).

Разработки: 1. Создание кирпича на этом связующем (в том числе и из песка), прочность на раздавливание которого на порядок больше, чем у обычного кирпича, но получаемого при обжиге +200°C. 2. Получение экологически чистой, водостойкой деревостружечной плиты с повышенными прочностными характеристиками. 3. Создание отделочного искусственного гранита и отделочной плитки из битого стекла. 4. Получение материала подобного керамзиту с

закрытой высокой внутренней пористостью и достаточно высокой прочностью на раздавливание

ОРГАНИЧЕСКОЕ ВЯЖУЩЕЕ НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕХАНОАКТИВАЦИОННЫМ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕМ РЕЗИНОВОЙ КРОШКИ.

В.С.Прокопец

*Сибирская государственная автомобильно-дорожная академия (СибАДИ)
e-mail: Prokopets_vs@mail.ru*

Одним из путей снижения стоимости битумов является получение органического вяжущего из нефтяного сырья (гудрона). Однако подобное вяжущее не позволяет значительно повысить физико-механические свойства дорожных композиционных материалов.

Наиболее перспективным методом управления свойствами вяжущего может являться способ, заключающийся в воздействии на нефтяной гудрон резиновой крошки. В свою очередь резиновая крошка должна обладать свойствами, которые позволили бы ей эффективно осуществлять подобное воздействие.

В то же время, даже при самом мелком измельчении резины (например, до размера 1 мм и менее), крошка не растворяется в битуме, а находится в нём в виде частично набухшей дисперсии. Она не образует однородной эластичной структурной сетки в объёме вяжущего, так как вулканизированный каучук распределён не в виде макромолекул между мицеллами битума, а в виде крупных агрегатов или “центров эластичности”, мало влияющих на упругость и эластичность вяжущего. Более полное проявление свойств резины можно достичь путём деструкции её структуры, т.е. разрывом вулканизирующих связей и получением исходного каучука в виде развёрнутых, несвязанных друг с другом отдельных молекул. Затем, после распределения каучука на молекулярном уровне в среде вяжущего, повторно сшить его вулканизацией.

В свою очередь известно, что активация процесса деструкции (разрушения) состоит в генерировании свободных радикалов при механическом обрыве макромолекул. Энергия, необходимая для этого, равна энергии образования свободных радикалов, затраченной при разрыве цепей, которая, как известно, может быть существенно меньше полной энергии связи. В этом случае таким источником может быть механическое воздействие. Для резин это имеет практическое значение главным образом в случае механической активации химической деструкции.

Анализ литературных источников, а также теоретические и экспериментальные исследования позволили разработать измельчительную установку, имеющую ряд преимуществ по сравнению с известными, заключающихся в том, что механоактивационный способ обработки резины из отработанных покрышек, сопровождается разрушением межмолекулярных полисульфидных связей с образованием и накоплением сульфанильных радикалов и других активных центров. В результате динамического разрушения на поверхности резинового порошка, образуются свободные реакционноспособные связи, микрокристаллы свободной серы и другие нановключения, которые и обуславливают повышенную растворимость таких порошков в углеводородном сырье. Вяжущее, полученное на основе нефтяного гудрона и механоактивированной резиновой крошки соответствует битуму марки БНД 130/200.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОДВИГАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУР, ПРЕОБРАЗУЮЩИХ ТЕПЛОВУЮ ЭНЕРГИЮ В МЕХАНИЧЕСКУЮ

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
e-mail: sp@ispms.tsc.ru

В настоящей работе изучаются способы формирования наноструктур на основе сверхтонких пленок с регулярной структурой и исследуются их свойства. Показано, что незамкнутые наноструктуры способны конвертировать подводимую к ним тепловую энергию в механическую. Исследована принципиальная возможность создания микро и наноустройств различного функционального назначения с использованием сформированных наноструктур в качестве их составных элементов.

Для изучения процессов формирования наноструктур различной формы разработана методика расчета и на ее основе исследованы свойства наноразмерных структур, состоящих из атомов различных сортов. В качестве исходной моделируемой системы выбрана наноразмерная биметаллическая пленка, состоящая из атомов Al и Cu. Предложенный алгоритм реализован в рамках молекулярно-динамического подхода с использованием межатомного взаимодействия, рассчитанного методом погруженного атома. Такой подход позволяет явно учесть дискретное строение изучаемых объектов и достаточно точно описать механические, тепловые и другие свойства, как в равновесном состоянии, так и состоянии динамического нагружения.

Показано, что нагрев незамкнутых наноструктур приводит к колебательным движениям их свободных краев. Такое поведение наноструктур обусловлено тем, что температурная зависимость коэффициентов теплового расширения слоев, состоящих из различных материалов, существенно отличается. Значения частот колебаний краев наноструктур лежат в интервале от 17 до 34 ГГц и во многом определяются геометрическими параметрами моделируемых наноструктур, в частности, длиной свободного края, толщиной пленки, взаимным расположением слоев, состоящих из атомов различного сорта. Зависимость частоты колебаний от изменений длины свободного края хорошо согласуется с имеющимися данными из литературы.

Исследована зависимость частоты колебаний свободного края наноструктуры при нагревании от присоединения дополнительных атомных слоев на колеблющийся край. Увеличение веса свободного края наноструктуры достигалось добавлением на его поверхность дополнительных цепочек атомов. Масса нанесенных атомных цепочек варьировалась от 1 до 4 % от массы колеблющейся части наноструктуры. Анализ расчетов показал, что увеличение массы свободного элемента приводит к увеличению амплитуды и практически не влияет на частоту колебаний. В случае нанесения заряженного слоя на колеблющийся край, такая структура может служить излучателем или приемником электромагнитных волн. В перспективе такие наноструктуры могут быть использованы как составные элементы микро и наноустройств различного функционального назначения. В частности, изучение незамкнутых гетерогенных наноструктур представляет значительный интерес в плане трансформации подводимой к ним тепловой энергии в другие виды энергий и для разработки и проектирования нанодвигателей.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ХЛАДОСТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Г.И.Рааб¹, А.М.Иванов², Д.В.Гундеров¹, П.П.Петров², Е.С.Лукин²,
Н.Д.Петрова², А.А.Платонов², Р.З.Валиев¹

¹Уфимский государственный авиационный технический университет

²Институт физико-технических проблем Севера СО РАН

e-mail: raab@mail.rb.ru, a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru, dimagun@mail.ru, ppp32@mail.ru,
lukin@iptpn.ysn.ru, nakalykay@mail.ru, aplatonov@iptpn.ysn.ru, RZValiev@mail.rb.ru

Надежность работы машин и конструкций, работающих в условиях низких климатических температур, зависит от хладостойкости материалов. С этой целью создаются материалы, обладающие комплексом необходимых свойств – высокой прочностью одновременно с повышенной пластичностью и вязкостью разрушения при низких температурах. Существуют различные способы повышения прочности хладостойких сталей. Одним из направлений повышения хладостойкости сталей с одновременным повышением их прочности является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры.

В настоящей работе представлены результаты исследований по повышению прочности и хладостойкости низкоуглеродистой стали Ст3сп сочетанием равноканального углового прессования (РКУП) и термической обработки.

Сталь Ст3сп подвергалась многоциклового РКУП в состоянии поставки и в закаленном состоянии. В результате РКУП в стали формируется структура с размером фрагментов менее 1 микрона. По сравнению с аналогичными показателями крупнозернистого материала в состоянии поставки, в результате РКУП предел прочности при комнатной и отрицательных (-60°C) температурах повышается почти в 2 раза, предел текучести - в 3 раза, однако при этом снижается пластичность. Проведены исследования влияния отжига на свойства УМЗ Ст3сп, полученной РКУП. Установлено, что в результате обработки стали по режиму «закалка + РКУП + отжиг» пластичность материала при -60°C (28 %) выше, чем пластичность в исходном состоянии (22,4 % при -60°C), тогда как значения $\sigma_{0.2}$ и σ_B значительно выше аналогичных исходных значений при этой температуре. В результате термомеханическая обработка (ТМО) «закалка + РКУП + отжиг», обеспечивает при -60°C улучшение ударной вязкости по сравнению с исходным состоянием в 16 раз и вдвое - по сравнению с закаленным состоянием.

Таким образом, формирование УМЗ структуры по предложенной схеме способствует значительному повышению всего комплекса механических свойств при низких температурах, включая ударную вязкость.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ $\text{SrFe}_{1-x}\text{M}_x\text{O}_z$ ($\text{M} = \text{Mo}, \text{W}$) ПЕРОВСКИТОВ

О.А.Савинская, А.П.Немудрый

*Институт Химии Твердого Тела и Механохимии СО РАН
630128 Новосибирск, Кутателадзе 18
e-mail: nouvelle@ngs.ru*

Оксиды со смешанной кислород – электронной проводимостью вызывают повышенный интерес в связи с возможностью их использования в качестве кислород-проводящих мембран для парциального окисления углеводородов, а также электродов для твердооксидных топливных элементов. Одним из основных функциональным свойством этих оксидов является высокая кислородная подвижность, которая определяет значения кислородных потоков через мембраны и проводимость электродных материалов.

Существенное отклонение от стехиометрии в перовскитах типа ABO_{3-x} приводит к ассоциации дефектов и, в ряде случаев, к распаду твердого раствора, то есть к формированию специфической микроструктуры. Аномально высокие транспортные свойства обусловлены наличием высокой концентрации доменных стенок, которые рассматриваются как диффузионные каналы с пониженной энергией активации для ионного транспорта.

Наноструктурированные оксиды с высокой плотностью различного рода протяженных дефектов являются метастабильными системами. Для сохранения нанодоменной текстуры до относительно высоких температур необходимо допирование матрицы катионами, которые повышали бы $T_{\text{плавл}}$ материала, а также из-за разницы кристаллохимических свойств имели бы ограниченную растворимость или области несмешиваемости, что провоцировало бы систему на расслоение.

Цель данной работы: синтез и изучение функциональных свойств перовскитов состава $\text{SrFe}_{1-x}\text{M}_x\text{O}_{3-z}$ ($\text{M} = \text{Mo}, \text{W}$) для оптимизации составов, совмещающих высокие транспортные свойства ферритов со стабильностью двойных перовскитов. При варьировании содержания допанта в $\text{SrFe}_{1-x}\text{M}_x\text{O}_z$ ($\text{M}=\text{Mo}, \text{W}$), в упорядоченной структуре возможно возникновение доменов с расслоением твердого раствора. Синтезированные соединения $\text{SrFe}_{1-x}\text{M}_x\text{O}_{3-z}$ ($\text{M} = \text{Mo}, \text{W}$) были исследованы с помощью рентгенофазового анализа, хронопотенциометрии, термогравиметрии, мессбауэровской спектроскопии.

В результате проведенных исследований установлено:

- возможность частичного изоморфного замещения ионов железа молибденом и вольфрамом в перовските SrFeO_{3-z} , которое приводит к формированию кубической перовскитной структуры стабильной в широком диапазоне парциальных давлений кислорода;
- частичное замещение железа молибденом, вольфрамом (менее 20%) сохраняет высокую кислородную подвижность в образцах на уровне исходного SrFeO_{3-z} ; эффективный коэффициент диффузии при комнатной температуре имеет значения $10^{12} \div 10^{13} \text{ см}^2/\text{с}$;
- допирование феррита стронция молибденом, вольфрамом увеличивает химическую стабильность материала в восстановительной атмосфере при высоких температурах, при этом в атмосфере 5% H_2 + 95% Ar при 1100°C происходит

формирование соединений $\text{Sr}_2\text{Fe}_{1-x}\text{M}_2\text{xO}_{4\pm\delta}$ ($\text{M} = \text{Mo}, \text{W}$), родственных фазам Руддлессдена-Поппера, являющееся обратимым на воздухе при 1000°C .

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОДИСПЕРСИЙ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

В.В.Седельников¹, В.А.Полубояров²

¹ФГУП ОМО им. П.И. Баранова, г. Омск, р.т. 8-381-2-53-65-25

²Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Россия, Новосибирск
630128, Кутателадзе 18, tel.(383-2)399348, fax.(383)3322847,
e-mail: sanych@solid.nsk.su

Изучена направленность процесса структурных преобразований и изменения физико-механических свойств литейных сплавов, модифицированных нанодисперсными порошками (НДП).

Исследовано влияние концентрации НДП на структурообразование и механические свойства алюминиевого сплава АК5М и сплава на никелевой основе ЖС6У.

1. Экспериментально установлен мультиэкстремальный характер изменения физико-химических и механических свойств фосфатно-силикатных связующих, алюминиевого сплава АК5М и сплава на никелевой основе ЖС6У.

2. Установлено, что метод модифицирования нерастворимыми НДП можно применять для различных кристаллизующихся систем. При этом по сравнению с исходным состоянием наблюдаются следующие изменения: поверхностное натяжение раствора КФС уменьшается с 121 мН/м до 60 мН/м; прочность КФС возрастает с 40 МПа до 61 МПа; строение кристаллов изменяется от сложных, пространственно-разветвленных форм до простых, пластинчатых кристаллов; время кристаллизации уменьшается в 2 раза; температура фазовых превращений понижается. Процесс изменения структуры идет необратимо. При увеличении концентрации НДП адаптивность КФС уменьшается, а устойчивость (прочность) – повышается. При модифицировании НДП сплава ЖС6У прочность и пластичность возрастают от 884,6 МПа до 991,5 МПа и от 4,7% до 6,0% соответственно, а длительная жаропрочность снижается с 89 часов до 84 часов, то есть долговечность сплава снижается. Процесс изменения структуры идет необратимо, при этом размер зерна макроструктуры изменяет с 3,2 до 1,3 мм. Метод модифицирования НДП понижает долговечность и адаптивность кристаллизующихся систем, при этом их прочность и устойчивость увеличиваются.

3. Показана взаимосвязь между поверхностным натяжением жидкого раствора с его кристаллическим строением после затвердевания и его изменением в зависимости от энергетического состояния системы. Промоделирована зависимость «структура – свойства» для системы "раствор + НДП".

4. Используя термодинамическую теорию поверхностных явлений и модельный раствор КФС, показана возможность проведения оценки влияния НДП на структурообразование и свойства кристаллизующихся систем.

5. Разработана бифуркационная диаграмма перестройки кристаллизующихся структур в зависимости от концентрации НДП, позволяющая прогнозировать свойства как литейных сплавов, так и связующих, используемых для изготовления литейных форм.

6. Установлено, что для описания воздействия НДП на свойства кристаллизующихся растворов можно использовать термодинамическую теорию поверхностных явлений и теорию неравновесных фазовых переходов. Это позволяет сделать оценку начального и конечного состояния системы и характер прошедших в системе преобразований.

7. Выполнено комплексное исследование влияния различных по химическому составу и в широком концентрационном диапазоне от 1×10^{-6} до 6% (мас.) НДП на структуру и свойства кристаллизующихся систем.

ТЕРМОБАРИЧЕСКОЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ НАНОАЛМАЗОВ ДЕТОНАЦИОННОГО СИНТЕЗА ПОСЛЕ ИХ ОТЖИГА ПРИ ПОНИЖЕННОМ ДАВЛЕНИИ

В.Т.Сенють, С.А.Ковалева, Е.И.Мосунов, И.В.Валькович

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси
e-mail: vsenyut@tut.by

На современном этапе промышленного развития основной тенденцией технического прогресса является технологическое совершенствование производства, которое направлено на обеспечение высоких эксплуатационных характеристик изделий и снижение трудоемкости их получения. В таких условиях резко возрастает потребность в новых сверхтвердых материалах для изготовления инструмента на их основе, позволяющего повысить производительность и качество обработки деталей.

Для решения данной задачи в качестве исходного материала могут использоваться наноалмазы (НА) детонационного синтеза, размер которых составляет 4-10 нм. В то же время в инструментальном производстве, как правило, используются частицы алмаза с размером более 1 мкм. Поэтому в большинстве случаев для практического использования НА необходимо осуществить их предварительное укрупнение в условиях высоких динамических или статических давлений. В основном эти попытки сводятся к компактированию НА, прошедших химическую очистку от неалмазных форм углерода, а также подвергнутых вакуумному отжигу с целью удаления различных поверхностных функциональных групп и адсорбированной воды. В то же время представляет интерес использование в качестве исходного сырья НА с неалмазными формами углерода на поверхности алмазных частиц.

В настоящей работе в качестве исходного материала использовали НА производства НП ЗАО «Синта» (г. Минск) с содержанием несгораемого остатка порядка 1 мас.%. Перед термобарической обработкой порошок предварительно подвергался вакуумному отжигу при остаточном давлении 10^{-2} мм рт.ст. в диапазоне температур от 900-1200 °С с целью модифицирования поверхности алмазных частиц тонким слоем графита. В результате отжига цвет порошка изменялся с зеленоватого на черный, что обусловлено поверхностной графитизацией НА. Уменьшение массы порошка после отжига достигало порядка 20 мас.%. После вакуумной термообработки часть порошка отжигали в углеводородной атмосфере при температуре 800 °С в течение 1 часа.

Термобарическую обработку образцов осуществляли при давлениях 2-4 ГПа в диапазоне температур 1400-2000 °С в течение 10-20 с. Порошок, который не подвергался повторному отжигу в углеводородной атмосфере, спекали при температурах 1400-1600 °С в течение 15 с. В этом случае для активации фазового превращения в шихту добавляли до 30 мас.% воды.

В результате термобарической обработки были получены поликристаллические спеки с микротвердостью до 25 ГПа, состоящие из частиц размером 1-4 мкм. В отдельных случаях наблюдались поликристаллические частицы с огранкой, размер которых превышал 5 мкм. Размер областей когерентного рассеяния алмаза у образцов как на основе порошка, прошедшего повторный отжиг, так и с добавками воды существенно не изменился и находился в пределах 5-20 нм.

УСТАНОВЛЕНИЕ КЛАССИФИКАЦИИ И МАРКИРОВКИ НЕКОТОРЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ КАК ОПАСНОГО ГРУЗА

А.И.Сечин

*Томский политехнический университет, г. Томск
e-mail: Auct-68@Yandex.ru*

В работе [1] зафиксированы особенности реализации стандартных методов определения пожаровзрывоопасных характеристик для наноматериалов и сформулированы методические рекомендации для расширения области применимости этих методов в тех случаях, когда его реализация на наноматериалах выходила за рамки процедур, предусмотренных стандартным методом.

Известно, что наноматериалы - мелкодисперсные порошкообразные вещества с диаметром частиц менее 1 мкм. При стандартных условиях характеризуются большой неустойчивостью в среде атмосферного кислорода и влаги. К тому же, некоторые образцы могут находиться только в атмосфере аргона, либо в среде керосина [2].

Были проведены экспериментальные исследования определения группы горючести наноматериалов, которые всегда сопровождалось дополнительными экспериментами с пылевоздушными смесями образца, независимо от результата основного испытания. В случае распыления порошка в воздухе, наблюдалось горение с образованием фронта пламени и ярким свечением. Анализ результатов наблюдений по двум таким испытаниям (воспламенение образца в насыпном виде в печи и горение пылевой взвеси) позволил определить группу горючести всех исследованных материалов. Результаты исследований приведены в таблице 1.

Таблица 1. Результаты определения показателей пожаровзрывоопасности

Наименование вещества	Горение аэрозвеси	Группа горючести
Cu (CO ₂)	Горит	Трудно-горючий
Алюминий пассивированный	Горит	Горючий
Cu (Ar)	Горит	Трудно-горючий
Ni пассивированный	Горит	Горючий
Zn пассивированный	Горит	Горючий

Наряду с представленными результатами были определены такие показатели как: воспламеняемость при кратковременном воздействии малокалорийного источника зажигания и скорость распространения пламени, проведена классификация наноматериалов, как опасных грузов.

Классификация проводилась согласно ГОСТ 19433-88 «Грузы опасные. Классификация и маркировка».

- [1] Амелькович Ю.А., Ильин А.П., Сечин А.И. К вопросу о применимости стандартов по определению показателей пожаровзрывоопасности веществ к анализу нанопорошков// “Энергетика: экология, надежность, безопасность”: Материалы 10-й Всерос. науч.-техн. конф. – Томск: Изд. ТПУ, 2004. – С.
- [2] Ильин А.П., Громов А.А. Окисление сверхтонких порошков алюминия и бора. - Томск: ТПУ. 1999. - 131 с.

МЕХАНОХИМИЧЕСКОЕ ПОЛУЧЕНИЕ МЕДНЫХ КАТАЛИЗАТОРОВ НА ПОДЛОЖКАХ ДЛЯ СИНТЕЗА ПРОПИЛЕНГЛИКОЛЯ

И.Л.Симакова¹, М.Н.Симонов¹, В.Н.Пармон¹,
Т.Ф.Григорьева², И.А.Ворсина², А.П.Барина², Н.З.Ляхов²

¹ *Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск*
e-mail: e-mail: smike@catalysis.ru

² *Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск*

В качестве катализаторов для гидрирования молочной (2-оксипропановой) кислоты с целью получения пропиленгликоля предложено использовать синтезированные механохимически медные катализаторы, нанесенные на оксиды меди или алюминия. Для создания нанесенных медных катализаторов было проведено изучение механохимического взаимодействия меди с оксидом меди.

Проведенные исследования показали, что при коротких временах механической активации такой смеси получаются композиты Cu/CuO с примесью Cu₂O. При больших временах механической активации весь оксид меди (II) может быть переведен в оксид меди (I). Меняя соотношение исходных компонентов и длительность активации, можно получать нанокompозиты CuO/Cu₂O/Cu нужного состава.

Нанокompозиты Cu/Al₂O₃ были получены в результате механохимического взаимодействия оксидов меди с алюминием, которое в наших условиях проходит за очень короткие времена.

Полученные механокompозиты были испытаны в реакции гидрирования молочной кислоты, и было выяснено, что медные катализаторы на подложке из оксида меди, как предварительно подвергнутые восстановлению в токе водорода при 270°C, так и не восстановленные, в условиях реакции неактивны.

Медные катализаторы на подложке Al₂O₃ обладают достаточно высокой селективностью образования пропиленгликоля, наилучшие результаты показал композит Cu/Al₂O₃, полученный путем механической активации смеси CuO + Al в течение 40 сек. Однако активность этих катализаторов в условиях реакции гидрирования молочной кислоты не высока.

Работа выполняется в рамках интеграционного проекта Сибирского отделения РАН № 98 «Механокompозиты – прекурсоры для создания материалов с новыми свойствами».

НАНОДИСПЕРСНЫЕ Rh-Sn ЭЛЕКТРОДЫ В РЕАКЦИИ ЭЛЕКТРООКИСЛЕНИЯ ЭТИЛЕНГЛИКОЛЯ

Н.В.Смирнова

*Южно-Российский государственный технический университет,
e-mail: smirnova_nv@mail.ru*

Адсорбционное и электрохимическое поведение этиленгликоля на платиновых электродах с различной степенью неоднородности поверхности изучалось достаточно интенсивно [1]; рассматривалось влияние на этот процесс субмонослойных осадков различных металлов [2]. Электроды из других металлов группы платины (родий, палладий и т.д.) могут быть не менее интересны при электрокаталитических превращениях органических веществ.

В работе изучалась адсорбция и электроокисление этиленгликоля на родированном электроде с высокой степенью дисперсности, а также влияние присутствия адатомов олова (under potential deposition Sn) на адсорбционные и электрокаталитические свойства электрода.

Сочетанием различных электрохимических методов установлено, что на Rh/Pt электроде адсорбция этиленгликоля сопровождается дегидрированием, гидрированием и деструкцией молекулы по С-С связи с образованием только С1 адсорбата, аналогично тому, как это наблюдалось ранее в [3] при адсорбции на Rh электроде других органических соединений с числом углеродных атомов больше 2. Причем эти процессы протекают с большей скоростью, чем на платиновом электроде.

Электроокисление этиленгликоля на высокодисперсном родированном электроде лимитируется стадией взаимодействия адсорбированных частиц гликоля с адсорбированными кислородсодержащими частицами. Наклон тафелевской зависимости в области потенциалов 0,4-0,5В составляет 70 мВ. При более анодных потенциалах адсорбирующийся кислород тормозит окисление гликоля.

При модифицировании поверхности родированного электрода адатомами олова расширяется область адсорбции кислорода и при малых θ_{Sn} в области потенциалов 0,25-0,4 В скорость окисления гликоля увеличивается почти в 10 раз. При более анодных потенциалах процесс тормозится и тем сильнее, чем выше степень заполнения поверхности оловом, что вероятно связано с замедлением стадии адсорбции этиленгликоля. Увеличение тафелевского наклона поляризационных кривых на модифицированных электродах может быть объяснено в предположении протекания в этой области потенциалов нескольких стадий с соизмеримыми скоростями.

Адатома олова, обладая способностью к более легкой по сравнению с родием обратимой адсорбции кислорода (например, в виде адсорбционных комплексов $(Rh)Sn(OH)_{адс}^+$), создают на поверхности условия для протекания лимитирующей стадии при более катодных потенциалах. На чистом родии кислород начинает адсорбироваться при потенциалах $\approx 0,55В$.

- [1] Kazarinov V.E., Vasiliev Y.B., Andreev V.N., Horayi G. //J.Electroanal.Chem. 1983.- V.147.- P.247-261, 263-278.
[2] Петрий О.А., Смирнова Н.В.// Электрохимия. 1988.- Т.24. - С.522-526.
[3] Петрий О.А., Лоханья Н.// Электрохимия. 1968.- Т.4.- С.656-661.

НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПЛЕНКИ НА ОСНОВЕ Si-C-N

Т.П.Смирнова¹, А.М.Бадалян¹, В.О.Борисов¹, В.В.Каичев²

¹Институт неорганической химии СО РАН

²Институт катализа СО РАН

e-mail: smirn@che.nsk.su;

тел. (383)330-94-10; факс: (383)330-94-89

Соединение с ковалентными связями между sp^3 гибридными атомами углерода и гетероатомами (N и Si) является многофункциональным композитным материалом, в котором удачным образом сочетаются лучшие свойства нитрида углерода и нитрида кремния. Тонкие пленки этого материала, нанесенные на твердые подложки, могут использоваться в качестве диэлектриков, диффузионных масок в микроэлектронике, слоев с переменной шириной запрещенной зоны, упрочняющих и радиационно-стойких защитных покрытий.

Целью работы является разработка способа получения нанокompозитных пленок на основе Si-C-N и исследование их физико-химических свойств.

Пленки получали методом плазмохимического осаждения из газовой фазы с удаленной плазмой. В качестве исходных использовались высококоазотосодержащие кремнийорганические соединения - силильные производные несимметричного диметилгидразина. В молекулах этих соединений имеются связи C(sp^3)-N.

С использованием комплекса современных аналитических методов установлено, что химическое строение и структура пленок зависят от дизайна исходного вещества-предшественника, типа активизируемого газа-носителя и параметров процесса.

Показано, что процесс формирования пленок идет за счет Si-C, Si-N и C(sp^3)-N химического связывания.

Пленки представляют собой аморфную матрицу, с внедренными в нее нанокристаллами размером от 5 до 150 нм. Наличие таких нанокристаллов является причиной появления на рентгеновских дифрактограммах пленок ряда воспроизводимых узких рефлексов. Кристаллическая форма этих включений с наибольшей вероятностью может быть отнесена к тетрагональной структуре с параметрами решетки: $a = 9,6$ и $c = 6,4$ Å

На структуру пленки оказывает влияние соотношение N/Si в молекуле исходного вещества: при $N/Si = 2$ формируется аморфная пленка с нанокристаллическими включениями тетрагональной структуры. При $N/Si = 4$ образуется чисто аморфный материал..

Механизм формирования пленки представлен на основании квантово-химического расчета путей гомолитического распада исходных веществ и экспериментальных данных по кинетике процесса и химическому строению пленок.

Работа поддерживается грантом Президента РФ по поддержке научных школ (РФ№4419.2006.3)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФОСФАТОВ КАЛЬЦИЯ В КОСТНЫХ ИМПЛАНТАХ: ПРЕДПОСЫЛКИ – ПЕРСПЕКТИВА

А.Т.Титов¹, В.И. Зайковский², П.М. Ларионов³, А.С. Иванова²

¹*Институт геологии и минералогии СО РАН,*

²*Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН,*

³*Институт патологии кровообращения им. Е.А.Мешалкина МЗ РФ, Новосибирск*

Использование биологически активной фиксации имплантантов определяется как граничное соединение имплантанта с живой тканью посредством формирования биологически активного слоя на поверхности имплантанта. Высокая прочность соединения твердых и мягких тканей граничных с биоактивными имплантантами происходит в естественных условиях, когда имеется плотный слой кристаллов гидроксилapatита ($\text{ГА- Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$) нано-метрового диапазона на его поверхности, которые связываются с волокнами коллагена. Однако в литературных источниках широкое распространение получила гипотеза об образовании ГА костной ткани и патологических образований (кальцификаты сердечных клапанов) через промежуточные фазы более кислых фосфатов кальция. На основе этой гипотезы в покрытиях костных имплантантов часто используется не ГА, а октакальциевый фосфат ($\text{Ca}_8\text{H}_2(\text{PO}_4)_6 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$) или брусит ($\text{CaHPO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$).

Обнаруженные нами в крови здоровых доноров нано-кристаллы ГА величиной 30-70нм аналогичные костному апатиту и экспериментальные результаты моделирования ионного состава крови свидетельствуют об образовании ГА без промежуточных фаз. А исследование структуры и морфологии кальцинозных образований в природных клапанах сердца показало, что более кислые фосфаты кальция образуются в результате патологических процессов, которые приводят к понижению рН в тканевых флюидах [1].

Для исследования структуры, морфологии и химического состава нано- и микро-кристаллов применялись методы локального анализа: сканирующая электронная микроскопия (СЭМ), просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения (ПЭМВР) и рентгеновские энерго-дисперсионные спектрометры.

Модельные эксперименты проводились в контролируемых условиях с постоянными $\text{pH}=7.4\pm 0.05$ и температурой $T=37\pm 0,2^\circ\text{C}$. Концентрация главных элементов ($\text{Ca}=1.33\text{mM}$ and $\text{P}=1.5\text{mM}$) в водных растворах соответствовала их ионному содержанию в крови здорового человека. Также исследовалось влияние Mg и NaCl на структуру и морфологию нано-кристаллов ГА, синтезированных в этих условиях. Игло-подобные кристаллы ГА длиной до 200нм и шириной 5нм с типичным контрастом на ПЭМВР снимках - светлая центральная линия и темные края образуются, когда Mg нет или концентрация в водном растворе ниже его содержания в плазме крови (нижняя граница – 0,75мМ). Из аналогичных нано-кристаллов состоит кальцификат на биопротезах сердечных клапанов и их следует относить к патологическим кристаллам. Магний является не только ингибитором образования ГА, но с увеличением концентрации изменяет величину и форму нано-кристаллов. Их форма становится более изометричной, а структура и размер (40-70нм) приближаются к костному апатиту. Биосовместимость костных имплантантов значительно улучшается, когда их конечная обработка проводится для создания на поверхности слоя нано-кристаллов ГА по структуре и морфологии близких к костному апатиту. Для этого начали успешно использовать так называемые “флюиды организма” – водные растворы по химическому составу неорганических компонент близкие к плазме крови [2].

- [1] Титов А.Т., Ларионов П.М., Щукин В.С., Зайковский В.И. //Поверхность, рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2001.- № 3.- С. 74-79.
[2] Miyazaki T., Kim H., Kokubo T. et.al. // Biomaterials 2002.- V. 23.- P. 827-832

ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ МАГНИТНЫХ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ Nd-Ba МАНГАНИТОВ

С.В. Труханов, И.О. Троянчук, В.В. Федотова

*Объединенный институт физики твердого тела и полупроводников НАНБ, 220072
Минск, Республика Беларусь, e-mail : truhanov@ifttp.bas-net.by*

В настоящей работе представлены результаты разработки оригинальной методики получения нанокomпозиционных керамических материалов (НКМ) для использования в качестве физических и химических сенсоров, а также исследования структуры и магнитотранспортных свойств $Nd_{0.70}Ba_{0.30}MnO_{3-\delta}$ манганитов, полученных по этой методике. Новые НКМ необходимы для применения в устройствах хранения и обработки информации, в магнитных и электрических датчиках, в качестве электродов топливных ячеек, кислородных мембран и катализаторов химических реакций. Образцы $Nd_{0.70}Ba_{0.30}MnO_{3-\delta}$ были получены методом двухступенчатого синтеза [1]. Исходный стехиометрический Ва-разупорядоченный твердый раствор $Nd_{0.70}Ba_{0.30}MnO_3$, синтезированный на воздухе при $1500^\circ C$ по обычной керамической технологии, характеризуется орторомбической ($Imma$) перовскитоподобной элементарной ячейкой и является ферромагнетиком с температурой Кюри ~ 143 К. Средний размер кристаллита исходного образца ~ 5 мкм. Отжиг данного образца в вакууме ($P[O_2] \approx 10^{-4}$ Па) до состояния “ $O_{2.60}$ ” приводит к распаду его на три фазы : (i) анион-дефицитной Ва-упорядоченной $NdBaMn_2O_5$, описываемой тетрагональной ($P4/mmm$) перовскитоподобной элементарной ячейкой, а также (ii) Ln_2O_3 ($P\bar{3}m1$) и (iii) MnO ($Fm\bar{3}m$). Таким образом восстановление ведет к образованию нанокomпозита со средним размером кристаллита ~ 100 нм. Анион-дефицитная Ва-упорядоченная фаза $NdBaMn_2O_5$ - ферримагнитна с температурой Нееля ~ 123 К, спонтанным магнитным моментом ~ 0.14 μ_B / ф.е. и коэрцитивной силой ~ 4.3 кЭ в основном состоянии. Отжиг анион-дефицитного образца на воздухе при умеренной температуре $T = 800^\circ C$ не изменяет среднего размера нанокристаллита, зато значительно изменяет фазовый состав. Стехиометрический нанокomпозит состоит из двух перовскитоподобных фаз : (i) Ва-упорядоченной стехиометрической $NdBaMn_2O_6$, которая описывается тетрагональной ($P4/mmm$) элементарной ячейкой и имеет температуру Кюри ~ 303 К и (ii) Ва-разупорядоченной сверхстехиометрической $Nd_{0.90}Ba_{0.10}MnO_{3+\gamma}$, которая описывается орторомбической ($Imma$) элементарной ячейкой и имеет температуру Кюри ~ 123 К. Значительные изменения магнитных свойств Ва-упорядоченных нанокomпозитов объясняются на основании химического фазового расслоения с учетом эффекта сжатия, которое является следствием действия химического (катионное упорядочение) и внешнего (поверхностное натяжение) давлений. Работа была частично поддержана БРФФИ (Грант № Ф06Р-078) и стипендией Президента Республики Беларусь.

- [1] С.В. Труханов, В.А. Хомченко, Л.С. Лобановский М.В. Бушинский, Д.В. Карпинский, В.В. Федотова, И.О. Троянчук, А.В. Труханов, С.Г. Степин, R. Szymczak, С.Е. Botez, A. Adair // ЖЭТФ, 2006.- V.130.- P. 457.

ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕЗОПОРИСТОГО ОКСИДА КРЕМНИЯ

Н.Ф.Уваров¹, Б.Б.Бохонов¹, Л.И.Брежнева, С.Д.Кирик²

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
630128, Новосибирск, ул. Кутателазде 18
e-mail: uvarov@solid.nsc.ru*

²*Институт химии и химической технологии СО РАН, Красноярск,
660049, Красноярск, ул. К.Маркса, 42*

Мезопористые системы на основе оксида кремния отличаются большим разнообразием физико-химических свойств, таких как удельная поверхность, размер и распределение пор, их адсорбционная активность и т.д. В ряду мезопористых оксидов особое место занимают системы типа МСМ [1] с упорядоченными порами размером 3-4 нм, образующими пространственную сетку упорядоченных цилиндрических пор с параметром периодичности ~ 5 нм [2].

В настоящей работе проведены исследования композитов «ионная соль - МСМ-41», полученных различными методами: осаждением из газовой фазы в поры, твердофазным и жидкофазным растеканием ионной соли по поверхности оксида и пропиткой мезопористой матрицы растворами солей. Физико-химические свойства полученных композитов изучались методами рентгеновской дифракции, электронной микроскопии высокого разрешения, термического анализа и с помощью электрофизических измерений. Показано, что морфология полученных композитов зависит от метода приготовления. Наиболее эффективным методом, позволяющим синтезировать нанокompозиты с равномерным заполнением пор, является пропитка мезопористого кремния растворами солей в воде или других растворителях с последующим удалением растворителя в газовую фазу.

Физико-химические свойства солей в пористой матрице существенно отличаются от свойств чистых исходных солей. Во многих случаях соли переходят в аморфное состояние, о чем свидетельствуют практически полное отсутствие тепловых эффектов, связанных с плавлением и фазовыми переходами и исчезновение пиков на порошковых рентгенограммах. Аналогичные эффекты наблюдались нами ранее в других системах типа «ионная соль-оксид» [3,4]. Нанокompозиты обладают повышенной ионной проводимостью, что позволяет использовать их в электрохимических устройствах.

Восстановлением нитрата серебра, находящегося в порах МСМ-41, водородом были синтезированы композиты мезопористого диоксида кремния с металлическим серебром. В результате реакции образуются нанокompозиты Ag-SiO₂ с частицами металла размером ~ 3-10 нм, равномерно распределенными по оксидной матрице.

Работа проведена при поддержке Интеграционного проекта СО РАН № 11.

[1] C.T. Kresge, M.E. Leonowicz, W.Roth, et.al. // Nature, 1992.- v.- 359.- P.710.

[2] L.A Solovyov., S.D. Kirik, A.N. Shmakov, V.N. Romannikov // Microporous and Mesoporous Materials, 2001.- V. 44-45.- P.17.

[3] Н.Ф. Уваров // Журн. прикл. хим., 2000.- Т. 73, вып.6.- С.970.

[4] Н.Ф. Уваров, В.В. Болдырев // Успехи химии, 2001.- Т. 70, №4.- С.307.

**ВЛИЯНИЕ ПРИРОДЫ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОКСИДА НА ИОННУЮ
ПРОВОДИМОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ ТВЕРДЫХ
ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА ОСНОВЕ LiClO_4**

А.С.Улихин, Ю.Г.Матейшина, Л.И.Брежнева, Н.Ф.Уваров,
О.А.Харламова, В.П.Исупов

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск
e-mail: a.ulihin@gmail.com

Ранее нами было показано, что гетерогенное допирование перхлората лития LiClO_4 добавками нанокристаллического гамма-оксида алюминия приводит к резкому увеличению удельной электропроводности [1]. Рост проводимости сопровождается и изменением других физико-химических свойств ионной соли, например, энтальпия плавления перхлората лития в композитах падает практически до нуля. Эти необычные свойства объясняются влиянием межфазного поверхностного взаимодействия, в результате которого происходит самодиспергирование ионной соли по поверхности нанокристаллического оксида [2]. К сожалению, в литературе имеется мало сведений о влиянии химической природы и кристаллической структуры оксида на свойства композитов.

В настоящей работе исследованы композиты на основе перхлората лития LiClO_4 -А, отличающиеся химической природой, кристаллической структурой и величиной удельной поверхности оксидной добавки А. В качестве оксидной добавки были взяты нанокристаллические оксиды алюминия $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и алюмината лития $\gamma\text{-LiAlO}_2$ и $\alpha\text{-LiAlO}_2$ с различными величинами удельной поверхности. Был проведен синтез и исследована ионная проводимость указанных композитов в широком диапазоне составов. Измерения электропроводности проводились на таблетках с впрыснутыми серебряными электродами по двухэлектродной схеме в вакууме ($5 \cdot 10^{-2}$ тор) в интервале температур от 20°C до 300°C на переменном токе с помощью прецизионного измерителя электрических параметров Hewlett Packard HP 4284A в области частот 20 Гц - 1МГц. Значения проводимости рассчитывались из частотных зависимостей проводимости с помощью метода комплексного импеданса.

Обнаружено, что нанокompозитные твердые электролиты, образующиеся при допировании перхлората лития γ -фазами Al_2O_3 и LiAlO_2 обладают более высокой проводимостью и меньшей энергией активации, чем при допировании α -фазами тех же оксидов. Этот факт объясняется сходством кристаллических структур соответствующих фаз. При низких температурах удельная электропроводность увеличивается с ростом удельной поверхности оксида, что наблюдалось ранее во многих композиционных твердых электролитах. При высоких температурах, вблизи или выше температуры плавления, проводимость не зависит от типа добавки и, по-видимому, определяется проводимостью расплавленной соли.

Работа выполнена в рамках Интеграционных проектов СО РАН №№ 11 и 99.

- [1] A.S.Ulihin, N.F.Uvarov, Yu.G.Mateyshina, L.I.Brezhneva, A.A.Matvienko // Solid State Ionics, 2006.- V. 177.- P. 2787.
[2] Uvarov, N.F., Vanek, P. // J. Mater. Synthesis and Processing, 2000. - V.8. - P.319-326.

ТЕРМОСТОЙКАЯ КЕРАМИКА С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ НАПОЛНИТЕЛЕМ Al_2O_3

Т.М.Ульянова, Н.П.Крутько, Е.С.Паэмурд, Ю.В.Матрунчик

Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси
e-mail: ulya@igic.bas-net.by

Создание высокоэффективных теплоизоляционных материалов, обладающих повышенными физико-механическими свойствами и термостойкостью, является одной из важнейших задач современной техники. Для ее решения целесообразно использовать керамику на основе кордиерита, обладающую низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР). При получении теплоизоляционных материалов создание пористой структуры осуществляется методом введения выгорающих добавок, вспучиванием композита в ходе термической обработки, пенометодом и химическим порообразованием. Основными недостатками пористых изделий, полученных указанными методами, являются низкая механическая прочность при сжатии, неравномерность распределения пор и вследствие этого нестабильность теплоизоляционных свойств.

В представленной работе исследованы процессы получения теплоизоляционного керамического материала с волокнистым нанокристаллическим наполнителем Al_2O_3 , изучено его влияние на структуру, физико-механические и теплофизические свойства композиционной керамики.

При получении керамического материала использовали природные минералы: тальк и глину, а также глинозем. Исходный состав керамической матрицы был выбран в системе $MgO-Al_2O_3-SiO_2$ в поле кристаллизации кордиерита. Содержание наполнителя в композите изменялось от 5 до 20 мас.%. Измельченные нанокристаллические волокна Al_2O_3 представляли собой порошок с размером частиц 10-15 мкм. Частицы порошка состояли из нанозерен оксида алюминия 6-7 нм. Насыпная плотность порошка составляла 480 кг/м^3 , пикнометрическая плотность – 3230 кг/м^3 , удельная поверхность – $100-120 \text{ м}^2/\text{г}$. Микронные частицы порошка играли роль не только порообразователя, но и армирующего компонента, а наноструктурная поверхность частиц обеспечивала физико-химическое взаимодействие наполнителя с матрицей. Керамические материалы получали классическим методом: перемешиванием компонентов, формованием с последующим спеканием при $1250-1400^\circ\text{C}$. После спекания структура полученных образцов исследовалась методами рентгенофазового анализа и электронной микроскопии. Были определены основные свойства полученных образцов: плотность, пористость, теплопроводность, термический коэффициент линейного расширения и термостойкость.

В результате проведенных исследований установлено, что при введении нанокристаллического наполнителя оксида алюминия в композите протекали твердофазные реакции с образованием промежуточных соединений, что повышало содержание кордиерита. Введенный наполнитель увеличивал пористость керамического материала, при этом в матрице формировалась полипористая микроструктура, которая улучшала теплоизоляционные свойства и повышала термостойкость материала. Исследования термической стабильности керамики показали, что образцы выдерживали более 100 теплосмен при их термоциклировании от 800 до 10°C без разрушения. Полученная керамика обладает повышенной термостойкостью, низкой теплопроводностью $0,4 \text{ W/м} \cdot \text{K}$, имела невысокий ТКЛР ($5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) и может использоваться для футеровки печей сопротивления, а также в качестве носителей - изоляторов индукционных печей, работающих в режиме многократных теплосмен.

ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОКСИДНЫХ НАНОКЕРМЕТОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Е.Н.Хрустов, В.В.Левина, Д.И.Рыжонков, Э.Л.Дзидзигури

*Московский Государственный Институт Стали и Сплавов
(Технологический Университет)*

e-mail: hrustov@misis.ru

В последнее время, в промышленности все более востребованными становятся металлоксидные наноразмерные порошки в связи с их уникальными свойствами: такими как жаропрочность, жаростойкость, твёрдость, эрозионная стойкость, огнеупорность, износостойкость и др.

Работа посвящена изучению влияния состава на дисперсность наноразмерных керметов Ni-Al₂O₃, Mo-Al₂O₃ и W-Al₂O₃. Образцы были получены механическим перемешиванием гидроксида алюминия, полученного золь-гель методом с молибденовой или вольфрамовой кислотами, а также совместным осаждением гидроксидов алюминия и никеля из растворов их солей щелочью с последующим восстановлением в токе водорода. Содержание оксида алюминия в керметах Mo-Al₂O₃ и W-Al₂O₃ составляло (масс. %): 0, 0,5, 1, 2, 5, 10, 25, 50, 75, 90, в Ni-Al₂O₃ – 0, 5, 46, 75, 95. Исследования полученных нанопорошков проводили методами термогравиметрии (“Sinku-Rico TA-1500”, Япония), рентгеновской дифрактометрии (“Rigaku”, Япония), измерения удельной поверхности по низкотемпературной адсорбции азота (“Accusorb”, США).

Исследованы кинетические закономерности основных стадий процесса получения наноразмерных материалов - дегидратации и восстановления в условиях линейного нагрева. Восстановление образующихся после дегидратации оксидных систем изученных составов позволило установить что, этапы процессов восстановления образцов в водороде у нанокерметов полученных методом соосаждения смещаются в сторону более высоких температур, а у материалов, полученных механическим перемешиванием – в сторону более низких температур. Продукты восстановления по данным рентгенофазового анализа содержат только металлические фазы: оксидные фазы не обнаруживаются, вследствие их высокой дисперсности.

Проведены расчёты среднего размера областей когерентного рассеяния (ОКР) по формуле Селякова-Шеррера и по методике Селиванова-Смыслова. Определены периоды решётки и распределение ОКР металлических фаз по размерам. Обнаружено смещение центра тяжести рентгеновских линий в сторону больших углов при добавлении оксида алюминия, что является следствием уменьшения периода решётки. Полученные результаты также свидетельствуют о том, что присутствие малых добавок оксида алюминия в наноконпозициях приводит к уменьшению среднего размера кристаллитов примерно в 1,5 раза. Это вероятно, связано как с появлением новых центров зарождения металлической фазы, так и со снижением скорости роста кристаллитов другой фазы в присутствии добавки Al₂O₃. Возможно также совместное влияние перечисленных факторов. Установлена зависимость удельной поверхности нанокерметов от состава композиций.

ИЗУЧЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАНОПОРОШКОВ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА В ОРГАНАХ ЖИВОТНЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА АТОМНО-ЭМИССИОННОЙ СПЕКТРОМЕТРИИ С ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАЗМОЙ

Ю.В.Цветков, В.И.Баранов, Е.К.Казенас, В.А.Волченкова, А.В.Самохин,
Н.В.Алексеев, Ю.В.Благовещенский, П.А.Герцен, И.И.Кряжков,
А.М.Косырев, А.Ю.Поляков.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
e-mail: kazenas@ultra.imet.ac.ru

В настоящее время наноматериалы изучаются в самых разнообразных аспектах. Одна из проблем – влияние наноматериалов на живые организмы. В данной работе изучалась степень накопления нанопорошка карбида вольфрама в различных органах крыс.

В основу получения нанопорошков был положен метод плазмохимии.

Для исследования были взяты нанопорошки карбида вольфрама с размером частиц 15 нм, 60 нм и 1,2 мкм, которые вводили интрахеально в организм крыс. Образцы биологических препаратов готовили в Российской Медицинской Академии (РМАПО).

Для растворения органов животных использовали схему мокрого озоления смесью кислот.

Растворение карбида вольфрама проводили с применением азотной, фтороводородной и фосфорной кислот.

В растворах определяли содержание вольфрама, а также минеральный состав методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индукционной плазмой (АЭС с ИНП) на спектрометре фирмы Жобен Ивон (Франция), модель “УЛЬТИМА 2”, для чего были разработаны методики определения элементов.

В результате проведённой работы были получены данные по распределению нанопорошков в органах крыс. Наибольшее количество карбида вольфрама накапливается в лёгких и печени. Причём степень накопления порошка зависит от размера его частиц. Чем меньше размер частиц, тем хуже они выводятся из организма.

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ АДГЕЗИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В МИКРОРОБОТОТЕХНИКЕ

В. Г. Чашухин

Институт проблем механики РАН, Москва
e-mail: ketlk@pisem.net

Для движения роботов по произвольно ориентированным в пространстве поверхностям применяются вакуумные, электромагнитные, механические типы схватов. В мобильной микроробототехнике практически полностью исключается использование вакуумных схватов из-за необходимости компрессора. Электромагнитные схваты могут применяться далеко не на любой поверхности. Механические же зачастую разрушают поверхность, к которой прикрепляются. К тому же все эти схваты требуют значительных энергетических затрат.

Альтернативой прежних способов прикрепления к поверхности становится адгезионный схват, одним из возможных применений которого является микроробототехника. Новизна предлагаемого схвата заключается в применении наноструктурного адгезионного материала, контактирующего с поверхностью по которой движется робот. Этот материал состоит из подложки, на которой выращено множество нановолосков обеспечивающих большую площадь соприкосновения с поверхностью. Расстояния между кончиками волосков и поверхностью достигают величины межатомных, поэтому между ними действуют межмолекулярные силы Ван-дер-Ваальса, за счет которых появляется явление адгезии. Сила адгезионного притяжения к поверхности зависит от материала, геометрического строения и ориентации волосков. Для прикрепления такого схвата необходимо обеспечить начальное прижимающее усилие, а отрыв осуществлять постепенно, наподобие отрыва скотча. Такие требования накладывают определенные ограничения на конструкцию схвата.

Идея создания адгезионного схвата заимствована у ящерицы геккона, которая с поразительной проворностью способна перемещаться как по коре деревьев, так и по полированному стеклу, а также свисать с потолка, удерживаясь всего одним пальцем. Вес ящерицы достигает нескольких сотен граммов. Робот с подобными динамическими характеристиками и размерами может применяться для различных целей: доставки малогабаритных грузов (датчиков, микротелекамер, микропередатчиков и т. п.) в труднодоступные места, диагностики поверхностей и т. д.

АЛЮМИНИЕВЫЕ ГРАНУЛИРОВАННЫЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Е.П.Шалунов, А.Л.Матросов, М.А.Шведов

*ФГОУ ВПО «Чувашский государственный университет им.И.Н.Ульянова»,
г.Чебоксары,
e-mail: discom@cbx.ru*

Разработан целый ряд перспективных гранулированных нанокomпозиционных материалов на основе порошков алюминия и его сплавов, упрочненных наночастицами (20...40 нм) тугоплавких фаз (преимущественно, оксидов и карбидов), которые образуются в результате механохимического синтеза при высоконапряженной скоростной обработке исходной порошковой смеси в атриторах.

Данные материалы относятся к нанометрической 3-D шкале наноструктурных материалов – нанокomпозитов, – и, в частности, к группе дисперсно-упрочненных материалов торговой марки ДИСКОМ[®], в связи с чем получили сокращенное название **нано-ГКМ ДИСКОМ[®]**.

Наличие в нано-ГКМ ДИСКОМ[®] упрочняющих фаз (наночастиц) в совокупности с гетерогенной структурой обеспечивает этим материалам высокие прочностные характеристики при повышенных температурах, а также хорошую износостойкость, в связи с чем они могут рассматриваться в качестве весьма эффективных заменителей ряда традиционных материалов в различных областях техники, работающей в экстремальных условиях (при повышенных силовых и температурных нагрузках, в условиях механического и электроэрозионного износа, в агрессивных средах и т.д.).

При получении полуфабрикатов из этих материалов используются технологии реакционного механического легирования, порошковой металлургии и температурно-деформационной обработки (горячего прессования, прокатки и пр.).

Приводятся некоторые типы этих материалов и примеры их наиболее эффективного применения.

Например, нано-ГКМ ДИСКОМ[®] системы Al-Mg-C-O целенаправленно был разработан для применения в узлах трения взамен сплавов на основе железа. Высокой износостойкости этих материалов удалось достичь, благодаря большому содержанию в них наночастиц карбида алюминия (до 20% об.).

Материалы системы Al-Si-Ni-Fe-C, обладающие низким коэффициентом линейного температурного расширения, достаточной прочностью, твердостью и пластичностью, предназначены для изготовления поршней двигателей внутреннего сгорания.

Для конструкционных деталей, испытывающих большие термические нагрузки, разработаны нано-ГКМ ДИСКОМ[®] системы Al-Mg-O, отличающиеся высокой технологичностью при обработке их давлением и сварке.

Для травматологии и ортопедии применяются разработанные материалы системы Al-C-O, которые в конечном состоянии имеет алюминиевую матрицу с равномерно распределенными в ней наночастицами Al₄C₃ и Al₂O₃. Благодаря высокой чистоте материала и инертности к костным и мышечным тканям оксида и карбида алюминия, этот материал оказался более подходящим материалом, чем применяемые в настоящий момент материалы, не только для наружного, но и для внутреннего остеосинтеза.

МИШЕНИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ИЗ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ZnO

А.А. Шевченко, В.В. Козловский, А.В. Казак¹
ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАН Беларуси, Минск,
e-mail: alexshyv@tut.by

1 Белорусский национальный технический университет

Керамика на основе оксида цинка, легированного различными соединениями, является привлекательным материалом для магнетронного, лазерного и ионно-лучевого формирования прозрачных электродов в системах отображения информации, в солнечных элементах, элементах опто-, акустоэлектроники, газовых сенсорах, в энергосберегающих технологиях и др. В связи с этим актуальна разработка материалов распыляемых мишеней на основе микро- и нанопорошков ZnO. Использование наноразмерных и субмикронных порошков позволит снизить температуры термообработки, активировать процессы спекания и получить высокоплотные мелкозернистые мишени. Мелкозернистая структура мишеней способствует стабилизации параметров процесса их распыления и получению тонкопленочных структур. Введение микродобавок соединений различных элементов в концентрации 0,1 – 5,0 % (по массе) позволяет повысить электрофизические свойства тонких пленок.

Целью данной работы являлось изучение процесса получения и исследование свойств мишеней на основе ZnO с использованием статических и динамических методов нагружения. В качестве основы исходного материала для получения мишеней нами использовался ZnO марки чда. Исследованы физико-химические свойства исходных и измельченных порошков ZnO и легирующих добавок (степень чистоты, элементный анализ, форма частиц и их распределение по размерам, удельная поверхность). По полученным данным суммарное содержание примесей в исходном порошке ZnO не превышало 0,2 вес. %. В основной массе частицы оксида цинка были продолговатой формы (средний размер ~ 250 нм, фактор-формы ~ 0,85). Удельная поверхность исходного порошка ZnO, измеренная методом БЭТ, составила 2,3 м²/г.

Изучены закономерности формования экспериментальных образцов мишеней из исходных и измельченных порошков ZnO с легирующими добавками с использованием статического и динамического (взрывного) прессования. Показано, что без использования связующих традиционным статическим прессованием невозможно достичь относительных плотностей прессовок более чем 66%. Образцы, полученные взрывным методом прессования, имели относительную плотность 83-85%. Исследованы особенности спекания на воздухе экспериментальных образцов мишеней на основе ZnO, полученных различными методами, в интервале температур 900-1200°C. Максимальная относительная плотность была у образцов, полученных взрывным методом (~98-99 %), а у образцов, полученных статическим методом – не превышала 96% даже после спекания при более высоких температурах. Проведена оценка физико-механических свойств экспериментальных образцов, полученных в различных режимах. Полученные значения микротвердости и коэффициента трещиностойкости ($H_v \sim 2,6$ МПа, $k_{Ic} \sim 3,0$ МПа·м^{1/2}) в 1,3- 1,8 и 2,5-6,0 раза выше, чем известные из литературы. Это, вероятно, обусловлено использованием ультрадисперсных порошков и взрывного метода компактирования. По результатам проведенных исследований изготовлены мишени с различными легирующими добавками в виде дисков и пластин размером до 150 мм.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СЛОИСТЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Н.А.Ширманов, Н.Ю.Толубаев

Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск
e-mail: pas-shirmanov@yandex.ru

Увеличение работоспособности режущего инструмента является одним из главных резервов повышения эффективности производства. Одно из таких направлений - это упрочнение его рабочих поверхностей износостойкими ионно-плазменными покрытиями. Строение и свойства данных покрытий могут значительно отличаться от соответствующих свойств инструментального материала, что позволяет сдерживать процессы трещинообразования и разрушения контактных площадок режущего инструмента, а также влиять на характеристики процесса резания в различных условиях металлообработки.

Исследованиями, проведенными в лаборатории покрытий УлГТУ, установлено, что многослойные покрытия, имеющие в своем составе различные металлические и неметаллические компоненты, в сравнении с простыми (однокомпонентными) покрытиями на основе нитридов тугоплавких металлов, имеют более высокие физико-механические и адгезионно-прочностные свойства. Использование подобных многослойных покрытий сложного состава на основе нитридов и карбонитридов Ti, Zr, Mo, Cr, Ni, Al, Si, Fe в определенных сочетаниях оказывает существенное влияние на контактные процессы в зоне резания, а также на процессы трещинообразования и разрушения покрытий.

Экспериментальными исследованиями установлено, что эффективным средством повышения работоспособности режущего инструмента с покрытием является изменение структурных и механических свойств материала покрытия за счет реализации различных механизмов его упрочнения, которые достигаются различными технологическими способами, а именно: оптимизация технологических параметров осаждения покрытий, применение специальных катодов, имеющих в своем составе недефицитные легирующие компоненты, изменение состава реакционного газа, введение в состав покрытия слоев, увеличивающих адгезионно-прочностные свойства композиции, применение многослойных композиций определенного состава. Данные технологические способы позволяют существенным образом изменять структурные и адгезионно-прочностные свойства износостойких покрытий (параметры кристаллической решетки, микротвердость покрытий, величину и знак остаточных напряжений, коэффициент отслоения покрытий и т.д.), что непременно сказывается на работоспособности режущего инструмента с покрытием, увеличивая период стойкости режущего инструмента с покрытием в 1,5 - 4 раза по сравнению с режущим инструментом с однокомпонентными покрытиями в зависимости от вида механической обработки и обрабатываемого материала.

РУТЕНИЙ-УГЛЕРОДНЫЙ НАНОКОМПОЗИТ

Н.Б.Шитова, П.Г.Цырульников, Д.А.Шляпин, П.С.Барбашова,
Д.И.Кочубей¹, В.И.Зайковский¹

*Институт проблем переработки углеводородов СО РАН, Омск
e-mail: tsyr@incat.okno.ru*

¹*Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск*

Металл-углеродные композиты с большим содержанием металла представляют интерес в качестве материалов для электродов топливных элементов. В данной работе путем пиролиза в инертной атмосфере получен рутений-углеродный материал с содержанием рутения 20-32% масс.. Для его синтеза использовали комплексы рутения с объемными органическими лигандами: $[\text{RuL}_3]\text{X}_2$, где L -дипиридил, фенантролин, X – OH^- , Cl^- . При их пиролизе, в результате многоступенчатого процесса деструкции органического лиганда, идет образование Ru-углеродного композита.

Термогравиметрия показывает, что к 600°C заканчивается интенсивное разложение Ru-Dipy – комплекса с выделением его фрагментов: молекулярных ионов пиридина и дипиридила. Далее идет деструкция образовавшегося конденсированного материала с выделением легких углеводородных частиц: C_2H_n^+ ($n=2\div 6$).

Композиты, полученные при $600 - 700^\circ\text{C}$, имеют достаточно высокую удельную поверхность по БЭТ: $424 - 477 \text{ м}^2/\text{г}$.

В спектре РФА образцов практически отсутствуют линии рутения, несмотря на его большое содержание ($\geq 20\%$). Ru проявляется в виде широкой полосы, ориентировочная оценка размера о.к.р. по которой дает $d_{\text{Ru}} \leq 2.0-2.5 \text{ нм}$.

Электронномикроскопические снимки высокого разрешения Ru-C-композита показывают, что высокодисперсные ($d \sim 1.5-2.0 \text{ нм}$) и довольно однородные по размеру частицы рутения стабилизированы взаимодействием с углеродной матрицей, образующейся при карбонизации органического лиганда. Параллельно ориентированные турбостратные слои углерода с межслоевым расстоянием $\sim 0.34 \text{ нм}$ огибают частицы рутения и плотно прилегают к ним.

На взаимодействие частиц рутения с углеродным материалом, стабилизирующее их от спекания в жестких условиях пиролиза (700°C), указывают также результаты EXAFS. В спектре EXAFS Ru-C-композита проявляются два расстояния: Ru-Ru ($d = 0.267 \text{ нм}$, к.ч. = 4.0) и Ru-C ($d = 0.204 \text{ нм}$, к.ч. = 10.0). В соответствии с этим рутений в композите находится предпочтительно в виде ассоциатов плоских Ru_6 -гексагонов диаметром $\sim 1-3 \text{ нм}$, вокруг которых в процессе пиролиза развиваются слои турбостратного, графитоподобного углерода. Множество Ru-C связей, образующихся при этом (координационное число рутения по углероду ~ 10), способствуют стабилизации рутения в виде малых частиц: $1.5-2.0 \text{ нм}$, по данным ПЭМВР.

Таким образом, в соответствии с наноразмером частиц рутения и их достаточной однородностью по размеру исследованный композит можно отнести к наноматериалам. Строение полученного композита можно представить совокупностью сфер (клубочков), в центре которых находится наночастица рутения, а внешняя оболочка выложена слоями турбостратного углерода.

**СИНТЕЗ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ Me-TiO₂ (Me - Cu, Ce) ОКСИДНЫХ
НОСИТЕЛЕЙ И КАТАЛИЗАТОРОВ.**

А.А.Шутилов, Г.А.Зенковец, С.В.Цыбуля, Г.Н.Крюкова, В.Ю.Гаврилов
*Институт катализа им. Г.К.Борескова СО РАН, Новосибирск, пр. Лаврентьева 5.
e-mail: alshut@mail.ru*

TiO₂ широко используется в качестве носителя и катализатора. Микроструктура TiO₂ определяет его физико-химические и каталитические свойства. В данной работе изучено влияние допирования TiO₂ добавками церия и меди на формирование микроструктуры и физико-химические свойства.

Диоксид титана (анатаз), допированный добавками церия и меди в количестве 1-15 вес.% CeO₂ или CuO приготовлен пропиткой TiO₂ раствором азотнокислой соли допирующего элемента с последующей сушкой и термообработкой на воздухе при 500⁰С. Образцы изучали методами РФА, электронной микроскопии высокого разрешения, адсорбции, РФЭС.

По данным РФА Ce-TiO₂ и Cu-TiO₂ образцы независимо от содержания допирующего элемента представляют собой анатаз. В отличие от чистого TiO₂, характеризующегося регулярной структурой (рис.1а), анатаз, допированный Ce и Cu, является наноструктурированным (рис.1б). Из рис. 1б видно, что образец Cu-TiO₂ состоит из сросшихся мелких частиц анатаза размером ~10 нм с хорошо окристаллизованной внутренней структурой, объединенных в агрегаты с размером ~60 нм. Между сросшимися частицами анатаза видно образование межблочных границ. Других морфологических форм не обнаружено. Аналогичная картина наблюдается и для Ce-TiO₂ образцов. Поскольку параметры структуры анатаза отвечают стандартным значениям, а по данным микроанализа распределение допирующего элемента однородно по образцу, можно предположить, что медь и церий стабилизируются в области межблочных границ и, возможно, на поверхности не образуя отдельной фазы или крупных кластеров.

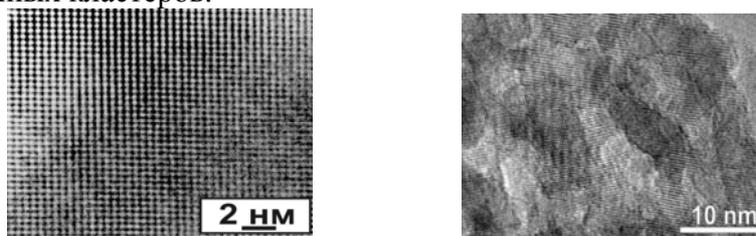


Рис. 1. Микрофотографии TiO₂ (а) и Cu-TiO₂ (б) образцов, прокаленных при 500⁰С.

Таким образом, показано, что при допировании TiO₂ добавками церия и меди формируется наноструктурированный анатаз. Ионы меди и церия стабилизируются в области межблочных границ. Полученные материалы термостабильны и характеризуются высокой каталитической активностью в реакции окисления СО.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕХАНОКОМПОЗИТОВ ДЛЯ ДЕТОНАЦИОННО-ГАЗОВОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ.

В.И.Яковлев¹, В.Ю.Филимонов¹, М.А.Корчагин², В.В.Евстигнеев¹, Н.З.Ляхов²

¹*Алтайский государственный технический университет, Барнаул*

²*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск*

Технология детонационно-газового напыления (ДГН) позволяет получать высококачественные покрытия с низкой остаточной пористостью и высокой адгезией с основой. С ее помощью можно улучшить и даже полностью изменить поверхностные свойства материалов, получить заранее прогнозируемые свойства поверхности деталей функционального и инструментального назначения. Высокие скорости, давления и температуры дисперсного потока, развиваемые в этом процессе, позволяют изменять фазовый состав, кристаллическую структуру, агрегатное состояние напыляемых частиц, как в потоке, так и в момент удара о поверхность основы. Однако вопрос о структуро- и фазообразовании в процессах ДГН еще мало изучен. Как правило, исследователей интересуют вопросы, связанные с физико-механическими свойствами нанесенных покрытий. В связи с этим необходимо заметить, что изучение механизма процессов протекающих при ДГН может дать богатую информацию в отношении возможности управления процессами структурообразования, выбора необходимого режима получения покрытий с одной стороны, и оптимизации режимов ДГН с другой.

При ДГН в качестве прекурсоров используются только заранее приготовленные порошковые материалы или соединения. Напыление смесями исходных реагентов практически невозможно, т.к. в условиях высокоскоростных потоков происходит сепарация этих смесей.

С целью изменения такого положения предлагается использовать в качестве прекурсоров механокомпози́ты, образующиеся в результате интенсивной пластической деформации реакционной смеси в планетарной шаровой мельнице. Известно, что в образующихся механокомпози́тах происходит значительное диспергирование реагентов, многократно увеличивается площадь их контакта и создается высокая концентрация неравновесных дефектов и внутренних напряжений. Кроме того, очень перспективным может оказаться напыление покрытий механически активированными смесями реагентов, способных к взаимодействию в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). В этом случае СВС будет проходить в крайне неравновесных условиях высокоскоростных и высокотемпературных газовых потоков. Это направление может привести к получению принципиально новых материалов покрытий.

В настоящей работе исследовались полученные методом ДГН покрытия из исходных и активированных порошков интерметаллических соединений $TiAl_3$ и Ni_3Al , а также из механически активированных образцов составов $Ni + 13 \text{ мас.}\% Al$ и $TiB_2 + 90 \text{ мас.}\% TiAl_3$.

Приведены результаты рентгенографического и электронно-микроскопического изучения полученных покрытий.

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ НА ПРИМЕРЕ СТАЛИ 09Г2С

С.П.Яковлева, С.Н.Махарова, М.З.Борисова

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, г. Якутск
e-mail: s.p.yakovleva@iptpn.ysn.ru, bormaria@rambler.ru

В последние годы все большую популярность приобретают методы упрочнения материалов путем их интенсивной пластической деформации (ИПД). Один из таких методов - метод равноканального углового прессования (РКУП). РКУП позволяет получать материалы с субмикроструктурной (СМК) структурой, обеспечивающей улучшение комплекса механических свойств. Вместе с тем, остаются открытыми важные в перспективе промышленного применения таких материалов вопросы изучения их трибологических характеристик. Особенности структуры материалов, подвергнутых ИПД, должны приносить свою специфику в процессы износа и влиять на параметры износостойкости, не всегда напрямую зависящий от прочностных характеристик. Кроме того, среди факторов, определяющих износостойкость, важнейшим может оказаться фактор повышения температуры в узлах трения. В связи с этим нами были проведены испытания на износ образцов стали 09Г2С в исходном крупнокристаллическом и СМК состояниях.

Для получения СМК структуры образцы стали 09Г2С были подвергнуты теплomu РКУП, обеспечившему значительный прирост прочностных свойств. Предел текучести повысился почти в 2,5 раза, предел прочности – в 2 раза. Значения микротвердости возросли на 45-70%. Размеры структурных составляющих: 0,3...0,5 мкм (карбидная фаза) и 0,6...2 мкм (ферритные промежутки), что в 5 и более раз ниже среднего размера исходного ферритного зерна.

Испытания на износ проводили по схеме трения «диск-колодка» в соответствии с ГОСТ 17.367-71. Измельчение структуры привело к снижению интенсивности изнашивания на 12-30%, что показывает перспективность применения метода РКУП для повышения износостойкости узлов трения, изготавливаемых из конструкционных сталей.

Одним из важнейших показателей процесса износа является шероховатость поверхности трения, в связи с чем с помощью профилометра SurfTest SJ-201P были исследованы профили поверхностей износа и замерены значения параметра шероховатости. Разброс среднеарифметического отклонения профиля поверхности трения Ra исходного крупнокристаллического образца лежит в пределах 0,7 мкм, в то время как разброс значений Ra образцов в СМК состоянии не превышает 0,35 мкм. Полученные результаты хорошо соотносятся с дислокационным и зернограничным подходами при исследовании явлений металлических материалов, подвергающихся воздействию контактных нагрузок. Очевидно, СМК материалы, изготовленные методом ИПД, демонстрируют хороший потенциал данного метода для повышения износостойкости изделий.

Исследования выполнены в рамках проекта 8.5 программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Разработка методов получения химических веществ и создание новых материалов», подпрограмма «Создание новых конструкционных и функциональных материалов на базе нанотехнологий».

ФОТОННЫЕ КРИСТАЛЛЫ С РЕЗОНАНСНО ПОГЛОЩАЮЩИМ ДЕФЕКТОМ

В.Г.Архипкин, С.А.Мысливец, В.Ф.Шабанов

¹*Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, 660036, г. Красноярск,
email: sam@iph.krasn.ru*

В работе теоретически исследуются спектральные свойства фотонных кристаллов (ФК) в случае, когда в область дефекта, где нарушается периодичность структуры, помещается резонансная среда (атомы или молекулы). Такую структуру называют резонансным ФК (РФК). Показано, что спектральные свойства РФК существенно отличаются от случая без дисперсии и ими можно управлять.

Рассматривается простая модель конечной одномерной многослойной периодической структуры с одним дефектным слоем, заполненным резонансными атомами. Структура ФК имеет вид $(HL)^M(D)(LH)^N$, где H и L различные диэлектрические оптически изотропные слои с высоким и низким показателем преломления n_H и n_L , и толщинами d_H , d_L , соответственно; $d=d_1+d_2$ – период решетки; D – дефектный слой с показателем преломления n_D толщиной d_D ; M, N число бислоев. Показатели преломления $n_{1,2}$ считаются не зависящими от частоты, а показатель преломления дефектного слоя – комплексным и зависящим от частоты согласно формуле Зелмеера.

Расчет спектра пропускания и пространственного распределения поля внутри ФК выполнен на основе метода рекуррентных соотношений [1], предполагая, что плоская световая волна падает под некоторым углом на поверхность ФК. Для численных расчетов были выбраны параметры ФК, близкие к используемым в работе [2]: $n_1 = 1.8$, $n_2 = 1$, $d_1 = d_2 = 50$ нм, толщина дефекта $2.17d$ и Hg как резонансный газ, $M=N=17$.

В отличие от ФК без дисперсии дефектного слоя [3], наблюдается два пика пропускания. Такое расщепление обусловлено дисперсией и поглощением дефектного слоя. Расщепление и форма контура пропускания чувствительны к углу падения света на ФК. С увеличением угла падения одна из полос сужается, а его амплитуда уменьшается при приближении к частоте атомного резонанса, тогда как другая смещается по частоте без изменения своей формы. Физические причины предсказанных эффектов обсуждаются.

Также рассматривается случай двух дефектов.

[1] A.V.Balakin, et.al. // Phys.Rev. E, 2001.- V. 63.- P. 046609.

[2] Ф.М.Желтиков, А.Н.Наумов, П.Баркер и др. // Опт. и спектр., 2000.- Т. 89.- С. 309.

[3] В.Ф.Шабанов, С.Я.Ветров, А.В.Шабанов, Оптика реальных фотонных кристаллов: жидкокристаллические дефекты, неоднородности, Новосибирск, Издательство СО РАН, 2005, 240с.

ЗАВИСИМОСТЬ ЗНАКА И ПЛОТНОСТИ СЕГРЕГАЦИЙ ПРИМЕСИ ОТ СТРУКТУРЫ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ, ЗАРОЖДАЮЩИХСЯ В ПРОЦЕССАХ МЕХАНОСПЛАВЛЕНИЯ

Л.С.Васильев

*Физико-технический институт УрО РАН, 426000 Ижевск, ул. Кирова, 132
e-mail: uds@pti.udm.ru тел. (3412) 212655*

Известно, что наноструктурированные металлические порошки при интенсивном пластическом деформировании в процессах механического сплавления хорошо поглощают различного рода примесные атомы из окружающей среды и из воздействующего на них обрабатывающего инструмента [1, 2]. В то же время крупнозернистые поликристаллические материалы таким свойством не обладают.

Единственным отличием крупнозернистых материалов от наноструктурированных является отсутствие у них сильноразветвленной межкристаллической поверхности [3]. Отсюда следует, что ярко выраженная способность наноструктур поглощать примеси в процессах пластического деформирования возникает у них только благодаря наличию большой площади межкристаллических границ.

Действительно, межкристаллитные границы относятся к планарным дефектам кристаллической структуры атомной решетки. Как и любые дефекты, они могут генерировать вокруг себя различные физико-химические поля, влияющие на поведение примесных атомов [4]. В результате вблизи межкристаллитных границ возможно существование сегрегаций примесей. Если сегрегация положительна (т.е. концентрация примесей в ней выше чем в объеме), то при увеличении площади межзеренных границ наноструктура будет поглощать примеси из окружающей среды. В противном случае наноструктура будет выталкивать примеси из объема материала.

Поскольку на различных этапах процесса механосплавления в наноструктурах могут присутствовать межкристаллитные границы разного рода, проблема зависимости знака сегрегаций и их плотности от параметров материала и межкристаллитных границ становится актуальной.

В работе получены простые формулы, позволяющие с хорошей точностью оценить основные параметры сегрегаций в зависимости от вида примесей и характеристик структуры границ.

[1] Васильев Л.С., Ломаева С.Ф. // Металлы, 2003. - №4. - С.48–59.

[2] Vasil'ev L.S., Lomayeva S.F. // J. Mater. Sci., 2004.-Vol.3.- P.5411–5415.

[3] Перспективные материалы. Под. ред. Д.Л. Мерсона. ТГУ, МИСиС. 2006, 535 С.

[4] Дж. Хирт, И. Лоте. Теория дислокаций. М.: Атомиздат. 1972 г. 600 С.

ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В НАНОМАТЕРИАЛАХ

Н.М.Власов, И.И.Федик

*Научно-исследовательский институт Научно-производственное объединение "Луч",
Железнодорожная 24, Подольск Московской области, Россия, 142100,
e-mail: iifedik@luch.podolsk.ru*

Исследовано влияние полей напряжений в окрестности тройных стыков границ зерен на диффузионные процессы в наноструктурных материалах.

Характерной особенностью наноматериалов является наличие разветвленной сети границ зерен и их тройных стыков. Превалирующая роль последних обуславливает своеобразие диффузионных процессов в этих материалах. Тройные стыки границ зерен являются концентраторами напряжений при внешнем нагружении (силовом или температурном). Это объясняется ориентационной зависимостью упругих и теплофизических характеристик материала соприкасающихся зерен. Упругой моделью тройного стыка границ зерен служит клиновья дисклинация. Первый инвариант тензора напряжений этого структурного дефекта имеет логарифмическую зависимость от радиальной координаты. Такая зависимость позволяет получать точное аналитическое решение задач диффузионной кинетики в наноструктурных материалах [1,2].

Рассмотрен физический механизм расслоения твердого раствора в окрестности тройного стыка границ зерен. Кинетика процесса описывается уравнением параболического типа при соответствующих начальном и граничных условиях. Атомы примеси большого атомного радиуса (по отношению к основному материалу) диффузионно мигрируют в область напряжений растяжений, а примеси малого атомного радиуса - в область напряжений сжатия. Так происходит расслоение твердого раствора из атомов примеси разного сорта. Если концентрация примесных атомов превышает предел растворимости при данной температуре, то в некоторых материалах происходит образование новых фаз. Приведены аналитические зависимости для поля концентрации атомов примеси в окрестности клиновья дисклинации (упругая модель тройного стыка границ зерен). Поле напряжений клиновья дисклинации ускоряет процесс расслоения твердого раствора за счет изменения симметрии уравнения диффузии.

Наноструктурные материалы представляют интерес для перспективных направлений современной техники. Решение практических задач требует осознанного понимания физических механизмов протекающих процессов. Их моделирование на основе полей внутренних напряжений позволяет предсказывать поведение наноструктурных материалов в условиях эксплуатации. Аналитическое решение задач диффузионной кинетики возможно использовать в качестве тестового примера при моделировании массопереноса в наноматериалах с более сложной координатной зависимостью полей напряжений.

- [1] Власов Н.М., Федик И.И. Диффузия примесей внедрения через цилиндрическую оболочку с остаточными напряжениями. // Доклады Академии Наук, 2002.- Т. 384, № 3.- С.324-327.
- [2] Власов Н.М., Федик И.И. Расслоение твердого раствора в поле остаточных напряжений. // Доклады Академии Наук, 2002.- Т. 382, № 2.- С.186-189.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СЛОИСТЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ ТИПА "ИОННАЯ СОЛЬ - ОКСИД" МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

И.И.Гайнутдинов, Н.Ф.Уваров

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
630128, Новосибирск, ул. Кутателазде 18
e-mail: ur1742@solid.nsc.ru*

Методом молекулярной динамики исследовались свойства границы раздела в модельной системе, состоящей из двух ионных соединений – Al_2O_3 -подобного и $CsCl$ -подобного, для различных соотношений между параметрами решеток оксида и ионной соли.

Методом молекулярной динамики было проведено моделирование границы раздела Al_2O_3 - ионная соль со структурой $NaCl$, исследовалась структура приграничной области – контакта ионной соли и инертного оксида при различных соотношениях параметров решеток контактирующих фаз. Расчет проводился для массива ионов, состоящего из 22080 частиц, включающих по 3840 ионов щелочного металла и хлора.

Численный эксперимент ставился следующим образом: расплавленная ионная соль помещалась между двумя полубесконечными слоями α -оксида алюминия (кристаллическая решетка типа корунда). Затем температуру резко уменьшали, и начинался процесс кристаллизации ионной соли. В результате система сама «выбирала» наиболее выгодную ориентацию поверхностей хлорда относительно плоскости контакта фаз.

Показано, что межфазное взаимодействие приводит к формированию малоугловой границы, насыщенной граничными дислокациями и точечными дефектами. Межфазное взаимодействие инициирует процессы структурной перестройки в ионной соли, которые приводят к образованию доменов в кристалле с размером порядка 10 параметров решетки. Оба процесса, как формирование малоугловой границы, так и доменизация в приграничной области приводят к увеличению дефектности. Повышение дефектности, в свою очередь, приводит к возрастанию коэффициентов диффузии ионов и ионной проводимости композита. Величина и характер межфазного взаимодействия в данном случае в значительной степени обусловлены ионным характером межатомного взаимодействия – дальнедействующие кулоновские силы приводят к тому, что устойчивыми являются только некоторые специальные ориентации соседствующих структур, а при несоответствии структур возникающие механические напряжения могут инициировать структурные перестройки в ионной соли.

Работа проведена при поддержке Интеграционного проекта СО РАН № 11.

«ГИСТЕРЕЗИС» ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ НАНОДИСПЕРСНОГО МАГНИЯ С ВОДОРОДОМ

К.Б.Герасимов, И.Г.Констанчук, С.А.Чижик

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Российская Федерация,
630128, Новосибирск 128, ул. Кутателадзе 18.*

e-mail: gerasimov@solid.nsc.ru

Гистерезис – различие в величине минимальной термодинамической движущей силы, необходимой для проведения обратимого процесса в прямом и обратном направлении. Для металлов и сплавов – накопителей водорода он проявляется в различии величины давления, соответствующего двухфазному равновесию металл-гидрид, при измерениях по абсорбции и десорбции водорода. Гистерезис весьма распространен для металл-гидридных систем и связывается с частичной неупругостью деформации, сопровождающей продвижение границы раздела металл-гидрид при гидрировании и дегидрировании. Однако, для магния с обычными размерами частиц (~ мкм и более) гистерезис не наблюдается.

В последнее время возрос интерес к исследованию наноразмерных композитов магний-катализатор как материалов для хранения водорода. Такие композиты обычно получают либо механической активацией смесей MgH_2 – катализатор (Ni, V, Nb, Ti и др.), либо так называемым «реакционным механическим сплавлением» -механической активацией смесей магний – катализатор при повышенных давлениях водорода. Получаемые композиты характеризуются размером частиц 15-50нм и обладают существенно лучшими по сравнению с обычным магнием кинетическими характеристиками. Во всех исследованиях (более 10), где измерялись равновесные диаграммы давление – состав, обнаруживается существенная разница в давлении равновесия Mg- MgH_2 , определенного по гидрированию и дегидрированию, а плато для гидрирования имеет существенный наклон к оси состава. Понять причину этого явления важно как с теоретической, так и с практической точек зрения. Самым существенным недостатком магния как накопителя водорода являются низкие давления разложения гидроксида; для нанодисперсного магния они оказываются еще ниже, чем для магния с обычным размером частиц.

Исследовано взаимодействие с водородом нанодисперсного магния и композитов магния с Ti, V, Nb, Ni. Показано, что «гистерезис» для этих систем кажущееся явление, связанное с затрудненным зародышеобразованием при гидрировании. Реальному равновесию соответствуют давления, определенные по дегидрированию. «Гистерезис» не наблюдается, если при определении равновесного давления по гидрированию короткое время проводить реакцию при больших давлениях для облегчения зарождения гидроксида, а затем быстро понизить давление до значений близких к равновесным. Равновесные давления для нанодисперсного магния существенно (до 50%, в зависимости от размера частиц) ниже, чем для магния с обычным размером частиц. Наиболее вероятная причина этого – существенный вклад поверхностной энергии в общую энергетику процесса взаимодействия магния с водородом. Для объяснения величины эффекта следует предположить, что свободная энергия поверхности для гидроксида магния на 20-40% ниже, чем для магния.

Работа выполнена при финансовой поддержке INTAS, грант No 05-10000005-7669

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКТИВИРОВАННОЙ ДИФФУЗИЕЙ НИКЕЛЯ
РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МОЛИБДЕНА,
ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ.**

Г.П.Грабовецкая¹, И.П.Мишин¹, Ю.Р.Колобов², И.В.Раточка¹, О.В.Забудченко¹

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск*

e-mail: grabg@ispms.tsc.ru

²*Центр наноструктурных материалов и нанотехнологий Белгородского
госуниверситета, г. Белгород,*

e-mail: kolobov@bsu.du.ru

Проведены сравнительные исследования эволюции структуры молибдена в мелкозернистом (размер зерен ~6 мкм) и субмикрокристаллическом (размер элементов зерно-субзернистой структуры ~0,5 мкм) в процессе свободного отжига и в условиях диффузии никеля из внешней среды (покрытия) в интервале температур 1123-1373 К.

Установлено, что формирование субмикрокристаллической (СМК) структуры в молибдене приводит при заданном времени диффузионного отжига (1-10ч.) к снижению по сравнению с мелкозернистым молибденом температуры появления активированной диффузией никеля рекристаллизации на 200 К. Показано, что снижение температуры активированной рекристаллизации в СМК молибдене обусловлено неравновесным состоянием границ зерен, сформированном в процессе интенсивной пластической деформации. Методом рентгеновского локального микроанализа установлено, что ширина рекристаллизованного слоя в молибдене в обоих состояниях коррелирует с глубиной проникновения никеля в молибден.

Изучена кинетика и определены значения энергии активации активированной диффузией никеля рекристаллизации молибдена в мелкозернистом и СМК состояниях. Установлено, что изменение ширины рекристаллизованного слоя (h) СМК молибдена, как и мелкозернистого, описывается уравнением: $h = At^{1/2}$, где A – константа; t - время диффузионного отжига.

Значения энергии активации активированной диффузией никеля рекристаллизации молибдена в мелкозернистом и СМК состояниях близки между собой (соответственно 263 ± 20 кДж/моль и 259 ± 30 кДж/моль) и существенно выше величины энергии активации зернограницной диффузии никеля в молибдене (210 кДж/моль). Предполагается, что более высокие значения энергии активации процесса активированной рекристаллизации по сравнению с энергией активации зернограницной диффузии никеля в молибдене обусловлены образованием и переползанием решеточных дислокаций вблизи мигрирующих границ зерен.

На основе полученных результатов проведена оценка коэффициентов зернограницной диффузии никеля в СМК молибдене. Установлено, что значения коэффициентов зернограницной диффузии никеля в субмикрокристаллическом молибдене, определенные из ширины слоя активированной рекристаллизации при температурах 1223-1123 К, на 2 порядка выше соответствующих коэффициентов диффузии для мелкозернистого молибдена с равновесными границами зерен.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГИЙ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ МЕТОДАМИ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ НА АТОМНОМ УРОВНЕ

А. В.Иванов¹, А. Г.Липницкий², Ю. Р.Колобов²

¹*Томский Государственный Университет*

²*Белгородский Государственный Университет*

e-mail: Alex581@mail.ru

Нанокристаллические (НК) материалы характеризуются высокой плотностью интерфейсов. В отличие от монокристалла НК материалы имеют избыток энтальпии на единицу объема., определяемую разницей между энтальпией НК состояния и энтальпией совершенного кристалла с такими же температурой и давлением. Этот избыток связан с энергией, запасенной в структурных дефектах, таких как границы зерен и тройные стыки. Избыточная энтальпия экспериментально определяется как теплота выделяемая в процессе роста зерен. Существующие оценки вкладов границ зерен в избыточную энтальпию НК состояния основаны на предположении о форме зерен (кубической или сферической), что ограничивает их применение.

В работе избыточные термодинамические величины нанокристаллических материалов рассмотрены с точки зрения границ зерен и тройных стыков как основных дефектов, формирующих нанокристаллическое состояние, и развита методика определения термодинамических характеристик этих дефектов. Методика основана на использовании зависимости удельных избытков термодинамических величин, отнесенных на единицу объема материала, от среднего размера зерен. При этом для выделения вкладов различных дефектов получено соотношение между избыточными энтальпиями границ зерен и тройных стыков. Расчет избыточных термодинамических характеристик границ зерен и тройных стыков требует знания суммарной площади границ зерен и суммарной длины тройных стыков, которые известны из задаваемой при построении геометрии. Расчеты проводились на образцах ГЦК меди, построенных методом Вороного и состоящих из 16 зерен. Средний размер зерен менялся в интервале от 4.8 до 13.2 нм. Конечное состояние образцов используемое в расчетах методом молекулярной статистики при 0 К, получено отжигом при 300 К методом молекулярной динамики и последующим охлаждением до 0 К. Для задания межатомных взаимодействий использовался метод погруженного атома. проведены расчеты избыточной энтальпии связанных с рассмотренными дефектами. Установлено, что средние значения рассчитанных величин для границ зерен в нанокристаллической меди хорошо согласуются с соответствующими величинами, полученными из расчетов для бикристаллов меди, что указывает на схожесть свойств границ зерен в нанокристаллическом состоянии и бикристаллах ГЦК металлов, по крайней мере, по отношению к рассмотренным характеристикам. Рассчитаны зависимости вкладов тройных стыков в избыточную энтальпию от среднего размера зерен в модельных нанокристаллических образцах меди. Показано, что влияние тройных стыков должно учитываться при исследовании термодинамических характеристик нанокристаллических материалов.

ПОРОГОВЫЕ ЯВЛЕНИЯ В ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ НАНОПОРОШКАХ МЕТАЛЛОВ

А.П.Ильин¹, В.Ф.Петрунин², Л.О.Толбанова³

¹ ФГНУ «НИИ высоких напряжений», e-mail: nanolab@hvd.tpu.ru

² Московский инженерно-физический институт, e-mail: petrunin@atomic.mephi.ru

³ ГОУ ВПО «Томский политехнический университет», e-mail: genchem@mail.ru

Характерной особенностью реакционной способности нанопорошков (НП) металлов, полученных в условиях электрического взрыва проводников [1], являются пороговые явления. Под пороговыми явлениями понимаются процессы (химические реакции, спекание и др.), скорость которых увеличивается многократно при небольшом изменении внешнего воздействия.

Для электровзрывных НП металлов характерны низкие температуры начала окисления при их нагревании в воздухе. При этом в ряду Al-Ni-Cu максимальной температурой характеризуются предварительно пассивированные НП наиболее активного металла - Al (400 - 450°C), а минимальной - Cu (220-280°C). Обычно устойчивый термически никель в виде НП начинает окисляться при 340-380°C. Даже при малых навесах НП окисление и последующее зажигание для ряда НП имеет взрывоподобный вид (режим теплового взрыва). Скорости реакции НП зависят от содержания НП в смесях и от массы навески, которые также характеризуются пороговыми явлениями.

Ряд химических реакций сопровождаются также пороговыми эффектами, например, в зависимости от температуры окружающей среды. Установлено, что температура воды влияет на состав продуктов взаимодействия НП Al с водой. При 20°C в реакции с водой образуются гидроксиды алюминия, а при 100°C - бемит и низкотемпературная модификация γ -Al₂O₃, причем реакция протекает с высокой скоростью и сопровождается интенсивным кипением. В ряде экспериментов нагрев воды до пороговой температуры (62-64°C) переводил процесс окисления Al в режим саморазогрева [2].

Процесс горения НП алюминия и его смесей в воздухе характеризуется пороговым значением массы навески: более этой массы горение протекает в две стадии с образованием нитридов алюминия [1] и других металлов [3].

Пороговые явления, характерные для электровзрывных НП металлов, объясняются наличием очень тонких пленок на частицах и высокой псевдоемкостью двойного электрического слоя.

Работа проведена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 06-08-00707).

[1] А. П. Ильин, А.А. Громов. Горение алюминия и бора в сверхтонком состоянии. - Томск: Изд-во Том. ун-та, 2002. - 154 с.

[2] В. В. Ан, А. П. Астанкова, А. Ю. Годымчук. Диагностика химических и фазовых превращений при взаимодействии нанопорошка алюминия с водой (настоящий сборник).

[3] Л. О. Толбанова. Окисление смесей нанопорошков алюминия и молибдена при нагревании в воздухе (настоящий сборник).

МЕТОД РАСЧЕТА ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ НАНОМАТЕРИАЛОВ

В. В.Илясов

Донской государственный технический университет
e-mail: viily@mail.ru

Особый интерес представляют пористые кристаллические материалы, электронная структура (ЭС) которых практически не изучена. В работе продемонстрированы возможности кластерного приближения локального когерентного потенциала (в рамках многократного рассеяния) для расчета ЭС КНБ с нанопорами (размером 0.6 нм), статистически распределенными по кристаллу [1]. Поры занимают 20% объёма всего кристалла. Эффективный кристаллический потенциал определялся как сумма вкладов кулоновского, обменного и маделунговского потенциалов. Локальные плотности электронных состояний на атомах А и В вычисляются с учетом концентрации атомов сорта А(В) на каждой координационной сфере аналогично работе [2]. Перестройка энергетического спектра валентной полосы в системе «кристалл-поре» приводит к переносу заряда и перестройке электронных конфигураций в наноструктурном материале

[1] В.В. Илясов, И.Я. Никифоров, Ю.В. Илясов // ФТТ, 2001.- Т. 43, 4.- С. 598.

[2] В.В. Илясов, Т.П. Жданова, И.Я. Никифоров // ФТТ, 2006.- Т.- 48, 4.-С. 614.

МАГНИТНАЯ МИКРОСТРУКТУРА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ

Р.С.Исхаков, С.В.Комогорцев

*Институт физики СО РАН им Л.В. Киренского, г.Красноярск,
e-mail: rauf@iph.krasn.ru*

Нанокристаллические магнитные материалы, или более обобщенно: магнитные наноструктуры – исследуются в настоящее время очень интенсивно из-за их замечательных свойств и перспектив возможных приложений. В этих системах уже открыт ряд эффектов, имеющих большое прикладное значение. Успех попыток теоретического описания новых эффектов в магнитных наноструктурах во многом зависит от детального количественного понимания магнитной структуры на микроскопическом уровне. Магнитная микроструктура этих материалов в основном определяется эффектами межчастичного взаимодействия. И если локальные магнитоструктурные методы (ЯМР и ЯГР) позволяют надежно устанавливать химический и структурный ближний порядок в наночастицах, тем самым определяя магнитные параметры на атомном масштабе, то измерение межчастичного обменного взаимодействия во многом затруднено. О эффективном обмене между наночастицами судят на основе косвенных измерений коэрцитивной силы, ферромагнитного резонанса и других, применяя к гранулярным ферромагнетикам модель эффективной среды. Считается, что наиболее приспособленным экспериментальным методом исследования магнитной микроструктуры таких материалов является нейтронное рассеяние. В качестве альтернативного и более доступного метода мы предлагаем современный магнитный анализ, включающий комбинацию локальных и интегральных магнитоструктурных методов. Ключевой метод основан на прецизионном измерении кривой намагничивания наноструктурированного ферромагнетика до насыщения и сопоставлении экспериментальной кривой с результатами численного моделирования магнитной системы этого материала. Метод позволяет определить локальную анизотропию наночастиц; в случае обменной связи наночастиц между собой – средний размер нанозерен и характер их пространственной упаковки (одно, двух, трехмерный либо фрактальный); при известном размере нанозерен – величину межзеренного обменного взаимодействия. Метод позволяет также измерить пространственный размер самопроизвольно образующихся в магнитной микроструктуре стохастических доменов и величину их эффективной анизотропии, во многом определяющую интегральные магнитные характеристики (ширину линии ферромагнитного резонанса, коэрцитивную силу и т.п.). Проводится сопоставление результатов, полученных на одних и тех же материалах, магнитоструктурным методом и методом рассеяния нейтронов на малые углы.

МАССОПЕРЕНОС В НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ ПОВЕРХНОСТНОЙ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

А.Г.Князева, С.Г.Псахье

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

пр. Академический 2/1, 634021, г. Томск, Россия,

e-mail: sp@ms.tsc.ru, anna@ms.tsc.ru

Физико-химические процессы, определяющие свойства покрытий, формируемых при использовании электронно- и ионно-лучевых технологий, происходят в так называемом активированном слое. Формирование активированного слоя сопровождается неравновесными процессами нагрева и закалки, тепло- и массопереноса, деформированием, повышенной концентрацией дефектов, и формированием неравновесных структурных и фазовых состояний. В работе предложен и обоснован физически параметр, характеризующий отклонение системы от состояния термодинамического равновесия. Показана связь нового параметра с основными термодинамическими переменными. В качестве дополнительного параметра, характеризующего степень отклонения системы от состояния равновесия, рассматривается параметр активации (параметр неравновесного состояния), определяемый по отклонению атомного объема от равновесного значения.

В различных технологиях активация происходит за счет воздействия разных факторов – потоков частиц, быстрого нагрева излучением, ударно-волнового нагружения, акустических возмущений, в триботехнических системах и т.д. Это приводит к необходимости специального описания эволюции нового параметра при отклонении системы от состояния равновесия в каждой конкретной физической ситуации.

На основе предложенного подхода построены соотношения для потоков массы в многокомпонентных деформируемых средах в неравновесных условиях, отражающие влияние параметра активации на коэффициенты диффузии и коэффициенты переноса под действием напряжений. Проанализированы различные приближения, типичные для теории диффузии в твердых средах (например, приближения идеального и неидеального растворов; варианты описания диффузии по механизму внедрения и по механизму замещения), частные модели диффузии в бинарных, тройных системах и т.п., иллюстрирующие роль параметра активации в структуре диффузионной зоны в процессах поверхностной обработки. Дополнительно найдены выражения для коэффициентов теплового и концентрационного расширения; коэффициентов теплопроводности и термодиффузии; теплоемкости, парциальных энтропий, химических потенциалов компонентов; механических модулей и др., учитывающие неравновесную активацию материала через параметр активации и соответствующие энергетические параметры.

Рассмотрены примеры применимости подхода к описанию технологических процессов и их стадий.

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Э.В.Козлов, А.Н.Жданов, Н.А.Попова, Н.А.Конева

Томский государственный архитектурно-строительный университет
e-mail: kozlov@tsuab.ru

Измельчение кристаллов, из которых состоит мелкозернистый поликристалл, изменяет многие свойства этого агрегата. Особенно важно, что с уменьшением размера зерен изменяется прочность поликристаллического агрегата. Хорошо известно, что уменьшение размера зерна приводит к росту предела текучести и предела прочности. Понимание физических основ этих явлений базируется на установлении микромеханизмов упрочнения и микромеханизмов деформации. Именно этим проблемам посвящен настоящий доклад.

Прежде всего, в работе выполнен анализ реализации внутризеренного скольжения на дислокационном уровне. Это потребовало выяснения условий генерации дислокаций в тело зерна, их торможение или поглощение границами зерен, коррелированных или некоррелированных процессов в соседних зернах поликристалла. Определены условия возможности или невозможности формирования дислокационной структуры с одной стороны и (или) напротив перехода от генерации совершенных дислокаций к генерации частичных дислокаций. Особое внимание уделено возможности действия сверхдислокаций. Уменьшение вектора Бюргерса дислокаций позволяет рассмотреть скольжение в границах зерен специального типа. В границах зерен общего типа основную роль играет свободный объем, его конфигурация, локализация и возможность перемещения. Для наноматериалов роль термической активации процесса деформации возрастает по сравнению с крупнозернистыми материалами по нескольким причинам: во-первых, из-за изменения активационных параметров и, во-вторых, из-за увеличения вероятности протекания таких процессов в теле зерен. Объем активации оказывается пропорциональным размеру зерен.

В докладе рассмотрено влияние скорости деформации на реализацию различных механизмов деформации и возросшая роль различных факторов, определяющих явление ползучести в нанополикристаллах. Уделяется внимание проблеме локальной концентрации микронапряжений в наноматериалах. Особую проблему представляет влияние распределения микрозерен по размерам и пространственная локализация различного типа границ зерен. В заключение даны схемы реализации различных механизмов деформации в различных условиях, и рассмотрена зависимость параметров соотношения Холла-Петча от размера зерна.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ И ДИСКЛИНАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ И ВНУТРЕННИЕ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ НАНОМАТЕРИАЛОВ

Н.А.Конева, А.Н.Жданов, Н.А.Попова, Э.В.Козлов

Томский государственный архитектурно-строительный университет
e-mail: koneva@tsuab.ru

Измельчение зерен поликристаллического агрегата и переход их размера в нанообласть значительно осложняет внутреннюю структуру материалов. В настоящее время разработано много способов формирования поликристаллов металлических материалов с ультрамелкозернистым и нанокристаллическим размером зерен. В поле зрения настоящего доклада находятся наноматериалы, полученные интенсивной пластической деформацией. Влияние размера зерен на дислокационную и дисклинационную структуру и внутренние поля напряжений металлических материалов интенсивно исследуется. К настоящему моменту установлено несколько четких закономерностей.

С уменьшением размера зерна убывает скалярная плотность дислокаций, накопленная в теле зерна. Оказывается термодинамически выгодным перемещение дислокаций из тела зерен в их границы с их последующей диссоциацией. Эффективность этого процесса определяется силами трения дислокаций в теле зерен. Для чистых металлов критический размер зерен близок к 100 нм, после которого дислокации в теле зерен практически отсутствуют. В зависимости от величины сил трения критический размер зерен может измениться. При уменьшении размера зерен менее 100 нм упругие свойства кристаллов зависят от размера зерна. Затем при дальнейшем уменьшении размера зерен, особенно в пределах 5...10 нм кристаллическая решетка становится несовершенной, ее параметры зависят от размера зерен, возможно появление метастабильных фаз. Переход к бездислокационным зернам снимает дислокационный механизм релаксации и повышает кривизну-кручение в них. Структура границ зерен с уменьшением размера зерен осложняется. Особенно это касается стыков зерен. В них появляются стыковые дисклинации, плотность которых с уменьшением размера зерен возрастает. Вследствие этого нарастают внутренние поля напряжений. С измельчением размера зерен изменяется микродифракционная картина: возрастает число рефлексов на дифракционном кольце и его ширина. При этом увеличивается дисперсия размеров зерен. В двухфазных системах средний размер зерен оказывается связанным с размером частиц и их объемной долей. В сплавах в стыках зерен и границах зерен возникают выделения стабильных и метастабильных фаз. Частицы этих фаз участвуют в формировании внутреннего поля напряжений в наноматериалах.

В докладе, основанном на оригинальных данных авторов и полученных методом ПЭМ, определены количественные закономерности этих явлений. Обсуждается влияние дефектной структуры на свойства наноматериалов, особенно на их прочностные характеристики. Специальное внимание уделяется критическим параметрам зеренной структуры.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СПЕКТРА РАЗМЕРОВ АЭРОЗОЛЬНЫХ ЧАСТИЦ НАНО- И СУБМИКРОННОГО РАЗМЕРА

К.П.Куценогий¹, П.К.Куценогий¹, А.И.Левыкин²

¹ *Институт химической кинетики и горения СО РАН*
e-mail: koutsen@kinetics.nsc.ru

² *Институт вычислительной математики и математической геофизики*
СО РАН

Образование аэрозолей – широко распространенное явление, которое происходит в естественных условиях и в различных технологических процессах. Во многих случаях, когда появление аэрозолей вызвано фотохимическими и химическими реакциями в газовых средах, быстрой конденсацией в различных газодинамических потоках, а также горением, возникают частицы нано- и субмикронного размера различной концентрации.

По мере накопления экспериментальных данных и развития методики измерения спектра размеров и концентрации аэрозолей, постоянно совершенствуются теоретические модели процессов аэрозолеобразования и роста размеров аэрозольных частиц. В настоящее время можно выделить два теоретических подхода, описывающих зарождение и рост размеров аэрозольных частиц. В первом, при классическом описании кинетики зарождения новой фазы, основное внимание направлено на определение выражения для свободной энергии образования кластера критического зародыша. Определив эту величину и размер критического зародыша, общепринятыми методами записывают выражение для скорости образования новых частиц. Формирование спектра размеров аэрозольных частиц определяется скоростью конденсационного роста появившихся частиц, а также скоростью появления новых критических зародышей. Другой подход связан с решением системы кинетических уравнений Смолуховского, число которых равно количеству мономеров в частице максимального размера.

Последняя записывается в следующем виде:

$$\frac{dN_1}{dt} = -N_1 \cdot \sum_{i=1}^l \beta_{i1} \cdot N_i + F(t) \quad (1)$$

$$\frac{dN_l}{dt} = \frac{1}{2} \sum_{i+j=l} \beta_{ij} N_i N_j - N_l \sum_{i=1}^l \beta_{li} N_i \quad (2)$$

где β_{ij} – константа скорости слияния кластеров, содержащих i и j мономеров, $N_i(t)$ – концентрация частиц в момент времени t , состоящих из i мономеров, $F(t)$ – интенсивность источника мономеров в момент времени t .

Для теоретического описания кинетики формирования спектра размеров аэрозолей использовался второй подход (система уравнений (1) и (2)). В режиме свободно-молекулярных столкновений кластеров и постоянной скорости генерации мономеров в начальный период формируется одномодальный спектр размеров частиц диаметром в несколько нанометров. В дальнейшем за счет коагуляции наночастиц образуется вторая мода наночастиц диаметром в диапазоне от десятков до сотен нанометров. Сравнение результатов полевых и лабораторных экспериментов с теоретическими расчетами показало их хорошее согласие.

**МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА
ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ В ОРГАНИЧЕСКИХ СРЕДАХ**

С.Ф.Ломаева

Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, e-mail: uds@pti.udm.ru

В данной работе исследованы процессы, протекающие при механоактивации Fe с углеводородными средами (гептан, гептадекан, толуол, антрацен, винилтриэтоксисилан, олеиновая кислота, уксусная кислота, изопропиловый спирт, ацетон, растворы (0,3 и 10 мас.%) олеиновой кислоты, винилтриэтоксисилана (0,3 и 10 мас.%) в гептане), а также с графитом и водой.

Показано, что формирование структуры и фазового состава при механоактивации Fe в органических средах существенным образом зависит от состава и химической природы среды измельчения и длительности механического воздействия. Установлена стадийность превращений при механоактивации металлических систем в органических средах: пластическая деформация, формирование нанокристаллического состояния; термокаталитический крекинг углеводородов на свежесформированной поверхности металла; адсорбция продуктов деструкции углеводородов и образование химических соединений в поверхностных слоях; деформационное растворение поверхностных фаз и диффузия элементов внедрения по границам нанозерен; образование фаз в объеме материала.

Предложена схема формирования и развития наноструктуры (~ 100 нм) металлов при интенсивной пластической деформации, учитывающая особенности процесса, связанные с многократным высокоскоростным наклепом, высокотемпературными полигонизацией и перекристаллизацией и многократной перезакалкой. Показано, что дальнейшее измельчение зерен металла до размеров зерна ~ 5 нм определяется механизмами деформационного двойникования и полиморфных превращений мартенситного типа, инициируемых высоким уровнем сдвиговых напряжений.

Предложены механизмы, ограничивающие возможность увеличения дисперсности порошков, получаемых методом механического измельчения. Показано, что основным механизмом является переход нанокристаллических частиц порошка в сверхпластичное состояние, после чего измельчение прекращается, и вся дальнейшая обработка сводится к изменению формы частиц.

Предложены механизмы насыщения примесями внедрения в процессе механического диспергирования. Показано, что эффективным механизмом насыщения нанокристаллических материалов примесями является их перенос движущимися макродислокациями – линейными дефектами правильной упаковки нанозерен. Этот механизм объясняет скорость и степень насыщения, наблюдаемые экспериментально. На примере системы Fe-C показано, что для удержания большого количества примеси внедрения в области нанограниц должны существовать кластеры, ближний порядок атомов в которых соответствует неравновесным фазам внедрения на основе Fe-C. Предложена модель структуры нанограниц, хорошо согласующаяся с имеющимися экспериментальными результатами, связанными с эффектом насыщения порошков примесями внедрения.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ, МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

А.И.Лотков, В.Н.Гришков, Е.Ф.Дударев¹, А.Н.Табаченко¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

¹*Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета*
e-mail: lotkov@ispms.tsc.ru; dudarev@spti.tsu.ru

Представлены результаты экспериментальных исследований влияния температурыковки с переменной осидеформирования (abc-прессования) с фиксированной величиной суммарной деформации на эволюцию зеренно-субзеренной структуры, последовательность и температуры мартенситных превращений (МП) в образцах никелида титана, имеющих при 295 К монофазную структуру мартенситной фазы В19'; исследование выполнено на образцах сплава Ti_{49,8}Ni_{50,2} (ат.%).

Установлено, что понижение температурыковки от 873 К до 523 К приводит к закономерному изменению микроструктуры образцов никелида титана от крупнозернистого (размер зерен 40-70 мкм) до ультрамелкозернистого состояния, в котором сосуществуют субмикроструктурная (СМК, размер фрагментов 0.1-0.2 мкм) и наноструктурная (НС, размер фрагментов 20-100 нм) фракции, причем объемная доля последней достигает ~ 30% послековки при 623 К. Неоднородность размеров фрагментов зеренно-субзеренной структуры сохраняется на всех этапахковки образцов при температурах от 873 К до 523 К, а соотношение минимального размера зерен в образцах к максимальному равно 1:3 – 1:4.

Установлено, что послековки образцов при температурах ниже 873 К наблюдается изменение последовательности МП при охлаждении от В2 → В19' (в крупнозернистом состоянии) до В2 → R (ромбодрическая мартенситная фаза) → В19' в деформированных образцах, но последовательность превращений в процессе нагрева не меняется (В19' → В2). При этом понижение температур начала МП в R и В19' фазы в процессе охлаждения и температур начала и завершения МП В19' → В2 при нагреве не превосходит 15-25 К.

Установлено, что формирование в образцах микроструктуры смешанного типа, которая состоит из СМК и НС фракций, приводит к неоднородному распределению фазового состава при 295 К в образцах, деформированных при температурах ниже 673 К. Обнаружено, что внутри наиболее крупных фрагментов зеренно-субзеренной структуры наблюдается преимущественно мартенситная фаза В19', а при уменьшении размеров фрагментов их фазовый состав меняется от двухфазового (сосуществуют R и В19' мартенситные фазы) до монофазного (наличие высокотемпературной В2 фазы внутри фрагментов наноструктурного масштаба). Вместе с тем охлаждение образцов ниже 295 К приводит к тому, что, как в субмикроструктурной, так и в наноструктурной фракциях происходит МП в структуру В19' (по крайней мере, в зернах с размером более 20 нм).

Установлено, что образцы никелида титана, в субмикроструктурном и наноструктурном состояниях, сохраняют эффект памяти формы.

**УПРАВЛЯЕМАЯ ВНЕШНИМ СВЕТОВЫМ ПОЛЕМ
САМООРГАНИЗОВАННАЯ АГРЕГАЦИЯ
МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ**

В.В.Слабко^{1,2}, А.С.Александровский^{1,2} Г.Г.Хачатрян¹

¹*Политехнический Институт Сибирского Федерального Университета, Красноярск*

²*Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск*
e-mail: vepom@kgtu.runnet.ru, day_x@bk.ru

В ближайшие десятилетия одно из основных направлений фундаментальных и прикладных исследований будет связано с разработкой методов создания, изучения наноразмерных систем. В этой связи представляются перспективными явления пассивной и управляемой самоорганизации, в частности, с использованием квазирезонансного лазерного излучения [1]. Воздействие лазерного излучения на атомы, молекулы и другие микрочастицы вызывает их поляризацию, которая, с одной стороны, взаимодействуя с лазерным излучением, является причиной возникновения так называемых радиационных сил, позволяющих управлять движением частиц и формировать структуры с размерами порядка длины волны. С другой стороны, наведенная лазерным излучением поляризация частиц приводит так же и к межчастичному взаимодействию. Это позволяет формировать уже наноразмерные структуры, с размерами значительно меньшими, чем длина волны лазерного излучения, вызывающего поляризацию. В настоящем докладе показана возможность формирования наноструктур заданной геометрической формы из металлических коллоидных наночастиц во внешнем поле лазерного излучения. Спектры поглощения таких частиц в большинстве случаев характеризуются важной отличительной особенностью — интенсивной полосой, лежащей в УФ или видимом диапазоне спектра, отсутствующей у макрообразцов[2]. В результате электродинамического взаимодействия частиц их спектр поглощения изменяется, а полоса плазмонного резонанса, в зависимости от расстояния между ними и поляризации излучения, смещается на величину, сравнимую с его частотой. Таким образом имеется два независимых параметра: частота и поляризация излучения, варьируя которые можно создать энергетическую потенциальную яму с пространственно фиксированным положением относительно формирующегося агрегата. Как показывают оценки, энергия электромагнитного взаимодействия, при умеренных значениях амплитуды поля и частотах, близких к резонансу, может быть соизмерима с энергией взаимодействия Ван-дер-Ваальса и теплового движения частиц. В дипольном приближении электродинамического взаимодействия рассмотрен простой вариант формирования наноструктур из минимального количества частиц — из двух и из трех. Рассмотрена так же возможность формирования периодических структур (фотонный кристалл) в поле, обусловленном интерференцией монохроматических лазерных полей за счет радиационных сил.

[1] В.В. Слабко и др. // Письма в ЖЭТФ, 2006.- Т.84, №6.- С.360–364.

[2] С.В.Карпов, В.В. Слабко Оптические и фотофизические свойства фрактально-структурированных золей металлов, Новосибирск: Издательство СО РАН, 2003, 265с.

СТАБИЛЬНОСТЬ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ СИСТЕМЫ Ni-Al

М.Д.Старостенков¹, Г.В.Попова², Д.В.Синяев³

¹*Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул,*

²*Восточно-Казахстанский государственный университет, г. Усть-Каменогорск,*

³*Сибирский государственный университет, г. Новокузнецк*

e-mail: genphys@agtu.secna.ru

Методом молекулярной динамики исследована стабильность межфазных границ нанокристаллических композиционных материалов системы Ni-Al. Выявлены факторы, которые могут вызвать изменение температуры начала диффузионных процессов в этих материалах. Это, прежде всего, различие в эффективных размерах атомов Ni и Al, а, следовательно, в параметрах решетки Ni, Ni₃Al, Al, возрастания с температурой различия в коэффициентах температурного расширения данных материалов, наличие локальных упругих напряжений на границе раздела фаз. Локальные напряжения могут приводить к уплотнению материала и блокировке диффузионных процессов. В этом случае требуется более высокая температура для начала диффузии. В то же время на границе раздела фаз могут возникать упругие напряжения, соответствующие деформации растяжения, что вызывает образование эффективного свободного объема, и температура начала активации диффузионных процессов может понизиться. Показано, что механизмы диффузии и характер разрушения межфазной границы зависит от структуры и формы включений в матрицу. Установлено, что точечные дефекты значительно снижают предельную температуру диффузионной стабильности исследуемых композиционных материалов.

Преобладающими механизмами диффузии в композиционном материале Ni-Ni₃Al, Ni₃Al-Ni являются кольцевые, смещения атомов по краудиионному механизму и механизм образования пар Френкеля, который начинает проявляться только при температурах, близких к температуре плавления. В композиционном материале Ni-Al, Ni₃Al-Al преобладают кольцевые механизмы диффузии, смещения атомов по краудиионному механизму. При повышении температуры, а также с увеличением числа атомов Al в прослойках, наблюдается миграции атомов вблизи ядер дислокаций несоответствия. В композитах системы Al-Ni, Al-Ni₃Al преобладают дислокации несоответствия вблизи межфазной границы, вызывающие структурную перестройку системы.

Форма включений в матрицу существенно влияет на температуру начала структурной перестройки в композиционных материалах Ni₃Al-Al, Ni-Al. Наиболее стабильными являются композиционные материалы исследуемых систем при включении малого количества рядов в направлении <110> и <112>. Увеличение количества рядов снижает температуру начала структурной перестройки до 1200К, 1400К, соответственно. При включении нечетного количества рядов Al в интерметаллид Ni₃Al в направлениях <110> и <112> установлено, что в случае биатомного типа межфазной границы уменьшается температура начала структурной перестройки исследуемой системы на 100-150К по сравнению с моноатомной.

КЛАССИФИКАЦИЯ И ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУР В СОВРЕМЕННОМ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ

Л.И.Тушинский

*Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: Lit@mail.fam.nstu.ru*

Начало структурирования Вселенной из кварк-глюонной плазмы и тёмной энергии относят к 400 млн. лет от Большого Взрыва. Эволюция структур за 13,7 млрд. лет привела сегодня к большому разнообразию видов структурных составляющих космоса, природных объектов и живых существ на Земле.

Отдельные виды структур окружающего нас мира можно объединить по размерному принципу в три основные группы: макроструктура, мезоструктура и микроструктура. Такая, новая для материаловедов классификация структур, вероятно, удобна для целесообразной интеграции учёных физиков конденсированных сред, механиков твёрдого деформируемого тела и материаловедов широкого профиля.

Анализ и сопоставление дефектов этих видов структур (т.к. именно дефекты и определяют уровень реальных свойств материалов) у материального мира и живых организмов (материаловедение и современная биология) позволили считать справедливой эту классификацию (макро, мезо, микро) для всего окружающего мира. Так, точечные дефекты и дислокации в реальных кристаллах имеют свои аналоги (гены, снипы и аллели) в живых объектах.

Наноструктуры, вероятно, следует отнести к микроуровню реальных структур, и, тогда, можно рассматривать дефекты наноструктуры на уровне межатомных построений (точечные и линейные дефекты – вакансии, дислоцированные ионы и отдельные дислокации).

Современные методы изучения таких структур (их дефектов) – трансмиссионная электронная микроскопия, атомно-силовая сканирующая микроскопия, рентгеноструктурный анализ с использованием синхротронного излучения – открывают большие возможности в совершенствовании принципиально новых путей создания (атом за атомом) новых материалов, удовлетворяющих всё возрастающие требования к таким материалам со стороны современной науки и высокой технологии.

ВЫСОКОДЕФЕКТНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ, ПОЛЯ ЛОКАЛЬНЫХ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

А.Н.Тюменцев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
e-mail: tyuments@phys.tsu.ru

Обобщены результаты электронномикроскопических исследований закономерностей формирования наноструктурных (НС) состояний в металлических материалах в различных условиях их интенсивной пластической деформации (ИПД): кручение в наковальнях Бриджмена, равноканальное угловое прессование, большие деформации прокаткой при комнатной температуре.

Показано, что важной особенностью микроструктуры большого класса полученных таким образом НС материалов является формирование высокодефектных структурных состояний с высокими значениями кривизны кристаллической решетки, ротора этой кривизны и границами с переменными векторами разориентации. С привлечением представлений континуальной теории дефектов предложена структурная модель этих материалов как нано- или субмикроструктур с высокой континуальной плотностью дефектов (дислокаций и дисклинаций) в объеме зерен и высокой плотностью скоплений непрерывно распределенных частичных дисклинаций одного знака на межзеренных границах.

С использованием предложенной модели разработаны методы электронномикроскопического анализа внутренних напряжений, локализованных на субмикронном масштабном уровне, и градиентов (моментов) этих напряжений - источников переориентации кристаллической решетки при формировании НС состояний. Проведен сравнительный анализ упруго-напряженного состояния в НС материалах разного класса. Показано, что величина локальных напряжений, помимо степени пластической деформации, определяется способностью этих материалов к эффективной дислокационной релаксации внутренних напряжений. Максимальные значения $\sigma_{\text{лок}}$ могут при этом изменяться в пределах от $E/60$ (чистая медь) до $E/20$ (высокопрочный Ni_3Al). Дисклинационная природа дефектной субструктуры определяет наличие высоких ($\sim E/10$ мкм⁻¹) локальных (на субмикронном масштабном уровне) градиентов напряжений.

Важным следствием формирования высокодефектных структурных состояний с высокими локальными напряжениями и низкой дислокационной активностью является активизация новых высокоэнергетических носителей и коллективных механизмов деформации и переориентации кристалла. Формирование НС состояний в ходе ИПД является при этом результатом последовательного или одновременного действия нескольких таких механизмов. Среди них:

- образование субструктуры с высокой континуальной плотностью дисклинаций и ее коллективная перестройка в дискретные границы разориентации;
- механическое двойникование;
- квазивязкий механизм переориентации потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких градиентов локальных напряжений;
- динамическая микрорекристаллизация;
- локальные обратимые (прямые плюс обратные с изменением системы обратного превращения) структурные превращения мартенситного типа.

ОСОБЕННОСТИ ИОННОГО ПЕРЕНОСА В НАНОКОМПОЗИТНЫХ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТАХ

Н.Ф.Уваров

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
630128, Новосибирск, ул. Кутателазде 18
e-mail: uvarov@solid.nsc.ru*

Анализ имеющихся литературных данных, дополненных результатами собственных исследований, показывает, что ионный перенос избыточная ионная проводимость композитов может осуществляться по двум механизмам: (1) за счет избыточных поверхностных дефектов, образующих пространственный заряд в приповерхностной области, и (2) благодаря образованию разупорядоченных поверхностных фаз, стабилизированных межфазным поверхностным взаимодействием в композитах. Первый механизм реализуется в микрокристаллических системах или в случае слабой адгезии ионной соли к поверхности гетерогенной добавки и детально рассмотрен в работах Вагнера и Майера [1, 2]. Второй механизм реализуется в нанокompозитах [3]. Термодинамический анализ показывает, что условием стабильности нанокompозита является оптимальное соотношение величин энергии адгезии σ_a и поверхностной энергии диспергированного компонента σ_{MX} [4]. При слабой адгезии наночастицы будут рекристаллизоваться и нанокompозит будет нестабилен. Если $\sigma_a > \sigma_{MX}$, то появляется возможность самопроизвольного жидкофазного или твердофазного растекания ионной соли по поверхности оксида. Если размер частиц оксида достаточно мал, то растекание сопровождается эффектом самодиспергирования ионной соли. Эффект наблюдается в широком ряду гетерогенных систем MX-A и может быть использован для синтеза нанокompозитов с высокой ионной проводимостью. Полученные композиты являются термодинамически стабильными, что очень важно для их практических применений. При очень высоких значениях энергии адгезии становится выгодным химическое взаимодействие между компонентами, в результате которого образуются поверхностные или объемные фазы оксидов MA_z [5]. Поверхностные состояния являются неавтономными фазами, т.е. не существуют в индивидуальном состоянии и могут быть получены в контакте со вторым компонентом. В нанокompозитах при определенных условиях практически весь объем ионной соли может находиться в неавтономной фазе с необычной структурой, особыми термодинамическими свойствами и высокой ионной проводимостью. В работе анализируются химические, структурные, морфологические и термодинамические факторы, влияющие на ионную проводимость нанокompозитных твердых электролитов.

Работа проведена при поддержке Интеграционного проекта СО РАН № 11.

- [1] J.B.Wagner, Jr. in: Solid State Batteries. / Ed. C.A.C.Sequeira, A.Hooper. Dordrecht., NATO ASI Series E101, Martinus N. Pbls., 1985, pp.77-89.
- [2] J. Maier. // J. Electrochem. Soc., 1987.- V.134.- P.1524-1535.
- [3] Н.Ф.Уваров // Журн. прикл. хим., 2000, Т.73, вып.6.- С.970-975.
- [4] Н.Ф.Уваров. В.В.Болдырев //Успехи химии, 2001.- Т.70, №4.- С. 307-320
- [5] А.Ya. Neiman, N.F. Uvarov, N.N. Pestereva // Solid State Ionics, 2007.- V. 177, No.39-40.- P.3361–3369

ПЕРЕСТРАИВАЕМЫЙ ОДНОМЕРНЫЙ ФОТОННЫЙ КРИСТАЛЛ С НЕМАТИЧЕСКИМ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ ДЕФЕКТОМ

В.Ф.Шабанов¹, В.Г.Архипкин¹, В.А.Гуляков¹, С.А.Мысливец¹, В.П.Герасимов¹,
Зырянов¹, С. Я.Ветров², Г. Н.Камаев³

¹*Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, avg@iph.krasn.ru,*
²*Красноярский политехнический институт СибФУ, Красноярск, Россия*
³*Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия*

Комбинация фотонного кристалла (ФК) и жидких кристаллов (ЖК) позволяет создавать ФК структуры с перестраиваемыми оптическими свойствами благодаря чувствительности ЖК к внешним воздействиям – температуре, электрическому и магнитному полю [1]. В данной работе мы докладываем о температурной перестройке дефектных мод одномерного ФК, в котором в качестве дефектного слоя использовался нематический ЖК. Структура ФК сформирована двумя многослойными диэлектрическими зеркалами, установленными параллельно друг другу и помещенными в температурно-контролируемую кювету. Диэлектрические зеркала состоят из слоев ZrO_2 и SiO_2 с толщинами $t_1=55$ нм и $t_2=102$ нм, соответственно, поочередно напыленных на стеклянную подложку. Пространство между зеркалами толщиной d_D заполнялось нематическим жидким кристаллом 5ЦБ (4-н-пентил-4'-цианобифенил) с гомеотропной ($d_D=5.8$ мкм) или планарной ($d_D=2.5$ мкм) ориентацией. Температура в кювете изменялась в пределах $20 \div 40$ С с точностью 0.2°C . Свет падает нормально к подложке. При заданных параметрах ФК формируется фотонная запрещенная полоса в видимой области спектра с дефектными модами, положение которых зависит от параметров дефектного слоя и многослойных зеркал. Дефектные моды имеют максимальную амплитуду вблизи краев запрещенной зоны. Красное (синее) смещение частоты дефектных мод на величину 10 (20) нм наблюдалось на гомеотропно (планарно) ориентированных слоях нематика в окрестности температуры перехода 5ЦБ в изотропное состояние (точка просветления кристалла $T_c = 34^\circ\text{C}$).

Также было исследовано поведение дефектных мод при различных углах наклона падающего излучения для ТЕ и ТМ поляризованной световой волны. Показано, что фотонная запрещенная зона и дефектные моды смещаются в коротковолновую область спектра для обоих типов поляризаций с увеличением угла падения θ . Интересно отметить, что для ТЕ волны ширина запрещенной зоны не меняется в исследуемом диапазоне углов θ , в то время как для ТМ волны наблюдается заметное сужение запрещенной зоны. Положения дефектных мод в спектре существенно зависят от угла падения для обеих поляризаций.

Обсуждаются особенности полученных экспериментальных результатов. Спектры пропускания одномерного ФК с жидкокристаллическим дефектом, рассчитанные с использованием метода рекуррентных соотношений [2], хорошо согласуются с экспериментальными данными.

[1] K. Busch, R. B. Wehrspohn et al. // Photonic Crystals, John Wiley Sons, 2004, 354 p.

[2] A.V. Balakin, V.A. Bushuev, B.I. Mantsyzov, et.al. //Phys.Rev. E, 2001.- V. 63.- P. 046609.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ

А.В.Абрамов, И.В.Минаев, Е.В.Шорохов, И.Н.Жгилев

*Российский Федеральный Ядерный Центр - Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики им. академика Е.И. Забабахина,
г. Снежинск,
e-mail: abr@kbone.ch70.chel.su, fea@strela.snz.ru*

Известно, что при одновременном воздействии на материалы деформаций сжатия и сдвига в них происходят более радикальные изменения в структуре, чем каждого из этих факторов по отдельности.

В материаловедении давление со сдвигом используется как инструмент формирования в материалах новых свойств. Одним из достижений последних лет стало получение объемных наноструктурных металлов с помощью методов интенсивной пластической деформации. Исследования показали, что такие материалы обладают целым рядом уникальных физико-механических свойств – прочностных, магнитных, электрических и т.д.

В нашем институте развивается динамический метод интенсивной пластической деформации, в основе которого лежит известная схема равноканального углового прессования. В этом методе деформация образца, осуществляется путем его продавливания с высокой скоростью через матрицу, содержащую пересекающиеся под углом каналы. Прохождение образца по каналам, преодоление сопротивления материала происходит за счет запасенной образцом кинетической энергии. Величина скорости образца предварительно выбирается расчетным путем с учетом его размера и массы, а также прочностных характеристик материала. В области угла поворота деформирование образца происходит в условиях действия давления и сдвига. Давление в области пересечения каналов достигает нескольких ГПа.

В данной работе с помощью метода конечных элементов моделируется процесс интенсивной пластической деформации металлов, происходящий при скоростях деформации 10^3 - 10^5 с⁻¹. В численных экспериментах рассматривались образцы из меди и титана с диаметром 14 мм и длиной 50 мм.

По результатам расчетов определено напряженно-деформированное состояние образца в процессе нагружения, диссипативные потери, оценены кинематические характеристики образца.

Анализ деформационного состояния образца во времени показал, что при выбранной геометрии каналов распределение пластических деформаций в образце по толщине неравномерное. В среднем сечении она достигает 100 - 140 %. Из-за неоднородности распределения деформаций по образцу следовало ожидать, что в сохраненном образце возникнут неоднородности и в структуре. Результаты металлографических исследований образцов после одного прохода согласуются с полученным расчетным описанием. Из него также следует, что более однородное распределение зерен по размерам и форме можно получить после нескольких проходов. Причем перед каждым новым проходом образец необходимо поворачивать на определенный угол вокруг своей оси. В статическом методе равноканального углового прессования такая процедура производится. Это является одним из условий достижения в материале гомогенной ультрамелкозернистой структуры.

ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ В НАНОКРИСТАЛЛАХ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В АМОРФНОЙ ФАЗЕ

Г.Е.Абросимова, А.С.Аронин

*Институт физики твердого тела РАН,
e-mail: gea@issp.ac.ru, aronin@issp.ac.ru*

Методами рентгенографии, просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии исследована структура кристаллов с ГЦК решеткой на основе Al и Ni, формирующихся в однофазной и многофазной нанокристаллической структуре. Показано, что в зависимости от химического состава нанокристаллы могут представлять собой как чистые выделения основного металлического компонента системы, так и твердые растворы компонентов сплава в основном металлическом элементе. В сплавах системы Ni-Mo-V, содержащих от 5 до 10 ат.% бора, нанокристаллическая структура состоит из нанокристаллов ГЦК-Ni и аморфной фазы, отделяющей нанокристаллы друг от друга, размер нанокристаллов и степень их совершенства зависят от состава сплава. Нанокристаллы представляют собой твердый раствор компонентов сплава в никеле, концентрация которых немного меняется в процессе термообработки. В сплаве с 20 ат.% В нанокристаллическая структура является многофазной. Закристаллизованные образцы содержат три кристаллические фазы – две фазы с гранцентрированной решеткой с параметрами 0.3597 нм и 0.3541 нм, соответственно, а также фазу типа Ni₃V с орторомбической решеткой. Первая ГЦК фаза представляет собой твердый раствор молибдена в никеле, его нанокристаллы сравнительно крупные (20-50 нм) и содержат значительное количество дефектов. Второй ГЦК фазой является практически чистый никель, нанокристаллы размером 2-5 нм являются практически бездефектными. В сплавах системы Al-Ni-RE (RE = Y, Yb, Ce) нанокристаллическая структура состоит из ГЦК нанокристаллов Al и аморфной фазы, разделяющей нанокристаллы. В этой структуре нанокристаллы представляют собой выделения чистого алюминия.

Таким образом, размер нанокристаллов зависит от их состава и, например, в сплавах на основе никеля меняется от 10 до 50 нм, а в системе Al-Ni-RE – от 5 до 15 нм. Мелкие нанокристаллы являются преимущественно бездефектными, в более крупных присутствуют двойники и дефекты упаковки. Обсуждены возможные причины формирования дефектов в нанокристаллах. Показано, что образование дефектов обусловлено как неоднородностью распределения компонентов в твердом растворе, так и размерным фактором.

Авторы выражают благодарность РФФИ (07-02-00424) и Программе ОФН РАН «Новые материалы и структуры» за финансовую поддержку.

МЕХАНИЗМ ДЕЙСТВИЯ ДОПИНГОВЫХ НАНОГЕОМОДИФИКАТОРОВ НА КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРОВ

С.В.Авдейчик, В.В.Клецко, В.А.Лиопо, А.В.Никитин, В.А.Струк

*Беларусь, г.Гродно, ул. Ожешко, 22,
Гродненский государственный университет,
инженерно-физический факультет
e-mail: aleks@grsu.by*

Нами были выполнены работы по созданию композиционных материалов на основе полимерных матриц с нанодисперсными наполнителями, полученными при диспергировании минералов с различными точечными группами. Установлено, что при концентрации модификатора до 0,5масс% прочность и износостойкость деталей, изготовленных из термопластичных композитов увеличивается на 20 % ÷ 40 %. Ряд наших прикладных разработок защищен патентами РФ и РБ и используется на практике. При анализе физико-химических механизмов процессов создания функциональных композитов было установлено:

1. Активность наночастиц модификатора обусловлена электрическими зарядами с большим временем релаксации (от десятков секунд до минут), что объясняется различием дефектов на смежных ювенильных поверхностях, вследствие различия коэффициента пропускания зарядов через энергетический барьер, возникающий в межкристаллитной зоне в процессе начального разрушения кристалла.

2. Влияние зарядов приводит к изменению молекулярной структуры полимерной матрицы вследствие взаимодействия заряженной поверхности частицы с полярными (или поляризованными) молекулами полимера.

3. Анализ распределений углов между осями диполей и нормалью к поверхности в точке их взаимодействия показал, что измененный слой полимерной матрицы может достигать нескольких нанометров, что согласуется с функциями радиального распределения атомной плотности (ФРРАП), построенных на основе данных рентгеновской дифрактометрии.

4. Предложена модель, объясняющая выраженный модифицирующий эффект наногемодификаторов при их малой концентрации. Объяснено экспериментально наблюдаемое ухудшение физико-механических свойств композита при концентрации модификатора $C > 1,5$ масс%.

5. Установлено, что точечная группа кристалла, используемого для получения наночастиц, или кристалла, в который переходит частица при дальнейшем росте, является подгруппой точечной группы, модифицированной наночастицей области.

6. Предложен метод расчета оптимальных концентраций наномодификатора в зависимости от размеров наночастиц, толщины модифицированного слоя и наноразмерности, т.е. изучены одномерные (чешуйки), двухмерные (вискеры) и трехмерные наночастицы.

Предложенные модели проверены как нашими экспериментами, так и сравнением с литературными данными.

НЕЛИНЕЙНО-ОПТИЧЕСКАЯ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ДОМЕННЫХ НАНОСТРУКТУР В КРИСТАЛЛАХ ТЕТРАБОРАТА СТРОНЦИЯ

А.С.Александровский^{1,2}, А.М.Вьюнышев¹, В.В.Слабко^{1,2}, А.И.Зайцев¹,
А.В.Замков¹

¹*L. V. Kirensky Institute of Physics, Krasnoyarsk, 660036, Russia*

²*Krasnoyarsk State Technical University*

e-mail: aleksandrovsky@kirensky.ru

Тетраборат стронция характеризуется одними из самых высоких значений нелинейных коэффициентов среди кристаллов, прозрачных для длин волн короче 0.33 мкм. Его область прозрачности допускает генерацию оптического излучения вплоть до 125 нм. Кроме того, данный кристалл имеет хорошие механические свойства. Однако из-за малого двупреломления в нем отсутствует угловой синхронизм. Существуют другие возможности увеличения эффективности нелинейного преобразования, например, квазисинхронизм с использованием регулярных доменных структур (РДС). Однако среди сред, прозрачных в области длин волн короче 0.33 мкм, подходящие для РДС среды были неизвестны, за исключением сегнетоэлектрического фторида бария-магния, обладающего весьма малой нелинейностью. Впрочем, не только сегнетоэлектрики, но и любые нецентросимметричные кристаллы могут обладать доменами, с чередующимися противоположно ориентированными направлениями статической диэлектрической поляризации. Это приведет к противоположному знаку нелинейной восприимчивости в соседних доменах и, следовательно, к возможности создания РДС и улучшению характеристик кристаллических преобразователей излучения в коротковолновую область спектра.

В данном докладе сообщается об обнаружении и исследовании характеристик доменных наноструктур в монокристаллах тетрабората стронция. Кристаллы выращены с использованием метода Чохральского. Формирование доменной структуры наблюдалось в трех последовательно выращенных кристаллах и, следовательно, является воспроизводимым. Для исследования доменных структур использовалась нелинейная дифракция. Это явление наблюдается при распространении излучения накачки вдоль кристаллографических осей *b* или *c*. Угловое поведение дифрагированных пучков второй гармоники находится в согласии с расчетами, что подтверждает гипотезу нелинейной дифракции, и хорошо воспроизводится от образца к образцу. Угловая зависимость энергии второй гармоники показывает, что спектр обратных векторов доменной сверхрешетки весьма широк. Ширина этого спектра также достаточно хорошо воспроизводима, однако имеются индивидуальные особенности в спектре отдельных образцов. При одновременной фокусировке излучения первой и второй гармоник наблюдается нелинейная дифракция на частоте третьей гармоники.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что тетраборат стронция проявляет склонность к образованию квазиупорядоченных доменных наноструктур. Структуры хорошо ориентированы, однако рандомизированы по толщине. Ориентация их удовлетворяет требованиям квазисинхронизма.

ПРИРОДА КРИТИЧЕСКОЙ ПЛОТНОСТИ НЕУПОРЯДОЧЕННОЙ УПАКОВКИ ТВЕРДЫХ СФЕР.

А.В.Аникеенко, Н.Н.Медведев.

Институт химической кинетики и горения СО РАН
e-mail: nikmed@kinetics.nsc.ru

Модель твердых сфер широко используется для изучения структуры атомных систем, коллоидов, сыпучих материалов. Она воспроизводит основные структурные свойства конденсированной фазы, в частности, кристаллизацию жидкости и фазовый переход жидкость – стекло. Широкая применимость этой простой модели говорит о том, что структура вещества определяется не столько тонкостями физико-химических взаимодействий между атомами, сколько геометрическими свойствами упаковки сфер в трехмерном пространстве. Важным свойством неупорядоченной упаковки твердых сфер является существование предельной (критической) плотности, выше которой упаковка обязательно должна содержать кристаллические области. Ее значение оценивается как $\eta = 0.645$, т.е. эта плотность существенно меньше максимально возможной плотности, реализуемой в плотнейших кристаллических структурах (ГЦК и ГПУ), $\eta = 0.74045$. Причина данного критического явления до сих пор не известна, несмотря на большой интерес к этой проблеме. Неясным остается вопрос о том, какие структурные свойства упаковки «насыщаются» при достижении критической плотности. В данной работе мы показываем, что ответы можно найти, исследуя строение политетраэдрических агрегатов в упаковке, т.е. фрагментов структуры, составленных из тетраэдрических конфигураций атомов, смежных по общим граням. Важным свойством тетраэдров и агрегатов их них является высокая локальная плотность и, с другой стороны, несовместимость с трансляционной симметрией. Они способствуют устойчивости неупорядоченной фазы, и могут вызывать задержку гомогенной кристаллизации жидкой фазы.

Исследован широкий набор упаковок твердых сфер (более 200) в интервале плотностей η от 0.54 до 0.72. Показано, что доля тетраэдров, входящих в политетраэдрические агрегаты возрастает с повышением плотности и достигает максимального значения при $\eta \sim 0.645$. Характерная λ -форма пика на кривых указывает, что данный феномен имеет критическую природу. Изучено как меняется доля атомов, входящих в тетраэдрические конфигурации. С повышением плотности их доля возрастает и к критической плотности достигает 100%, т.е., к данному моменту исчерпываются атомы для формирования новых тетраэдрических конфигураций. Дальнейшее повышение плотности требует принципиальных структурных перестроек. Заметим, что средняя плотность политетраэдрических агрегатов составляет 0.71, что существенно выше, чем средняя плотность в критической точке. Подчеркнем, что рассматриваемые тетраэдры не являются совершенными, т.е. не все атомы наших тетраэдрических конфигураций находятся в контакте. Тем не менее, мы имеем дело с особым классом конфигураций, играющим важную роль в формировании неупорядоченной структуры атомных систем.

ЭНТАЛЬПИИ СУБЛИМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АМИНОКИСЛОТ И ОЛИГОПЕПТИДОВ

В.Г. Баделин¹, Е.Ю. Тюнина¹, Г.В. Гиричев¹, Н.И. Гиричева²

¹*Институт химии растворов РАН, Иваново, Россия*

²*Ивановский государственный университет*

e-mail: vgb@isc-ras.ru

В последние годы важным направлением исследований стали процессы, связанные с энергетикой и самосборкой наносистем, структурными элементами которых являются молекулы белков, олигопептидов и т.д. Энергия кристаллической решетки представляет необходимый параметр для теоретического анализа устойчивости различных видов наноструктур. При определенных условиях энтальпии сублимации ($\Delta_{\text{subl}}H$) могут рассматриваться как энергия решетки соединений. В работе представлены результаты исследования процессов парообразования модельных соединений белков: 17 аминокислот и 11 олигопептидов, которые могут быть использованы для синтеза новых лекарственных средств. Несмотря на то, что $\Delta_{\text{subl}}H$ – важнейшая характеристика органических молекулярных кристаллов, методы ее определения сравнительно немногочисленны и ориентированы в основном на углеводороды, не содержащие атомов N и O. Отсутствие термодинамических данных для газовой фазы олигопептидов связано с ограничениями, вызванными их низкой летучестью и невысокой термоустойчивостью и, как следствие, невозможностью использования традиционных подходов, основанных на тензиметрических методах. В работе для изучения процесса их парообразования предложено использовать масс-спектрометр МИ1201, модернизированный для термодинамических исследований, в сочетании с эффузионным методом Кнудсена. С целью отработки методики изучения пептидных соединений проведены масс-спектрометрические (ионизация электронным ударом) эксперименты с глицином (Gly) и DL-аланил-глицином (Alagly). Полученное значение $\Delta_{\text{subl}}H$ Gly находится в хорошем согласии с литературными данными. Показано, что олигопептиды при переходе в газовую фазу циклизуются с отщеплением молекулы воды. Оптимизацию геометрии молекул пептида среди их конформационного многообразия осуществляли полуэмпирическими методами AM1 и PM3. На основе обобщения масс-спектрометрических измерений и результатов квантово-химических расчетов впервые для этого класса соединений получена количественная оценка энтальпии сублимации Alagly.

Исходя из корреляционной модели «структура-свойство», показано, что величина объемно-удельной энтальпии сублимации ($\Delta_{\text{subl}}H/V_w$) линейно ($r=0,976$) коррелирует с суммой длин связей в многоатомной молекуле ($\sum n_i l_i$, где n_i – число связей, l_i – их длина): $(\Delta_{\text{subl}}H/V_w)=A+B \cdot (\sum n_i l_i)$. Установлены линейные зависимости $(\Delta_{\text{subl}}H/V_w)=f(C_p)$ и $C_p=f(\sum n_i l_i)$ с коэффициентами корреляции $r=0,989$ и $r=0,996$, соответственно. Проанализированы различия величин ΔH_{subl} разных аминокислот и пептидов, обусловленные, прежде всего, изменением плотности упаковки молекул, их симметрией и спецификой взаимодействий боковых функциональных групп. Проведено сопоставление значений $\Delta_{\text{subl}}H$ Gly и Alagly, полученных из корреляционных соотношений, с масс-спектрометрическими данными.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХТОНКИХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА γ -Fe₂O₃, ПОЛУЧЕННОГО ТЕРМИЧЕСКИМ РАЗЛОЖЕНИЕМ ОКСАЛАТОВ

Г.В.Базуев¹, О.И.Гырдасова¹, В.А.Цурин², В.А.Баринов², С.И.Новиков²

¹*Институт химии твердого тела УрО РАН г. Екатеринбург.*

²*Институт физики металлов УрО РАН г. Екатеринбург*

e-mail: Bazuev@ihim.uran.ru

Интерес к ферритам со структурой шпинели до настоящего времени основывается, как на их широком практическом применении, так и значении для фундаментальных исследований. Из магнитных окислов железа наибольший интерес представляют магнетит и маггемит.

В настоящей работе исследуются структура и магнитные свойства γ -Fe₂O₃ (маггемит), полученного методом термического разложения оксалата железа. Данный метод позволяет получить конечные продукты в виде гомогенных нанодисперсных порошков, не содержащих посторонние примеси.

В исходном состоянии соединение представляет собой мелкодисперсный порошок со структурой шпинели (Fd3m) с параметром решетки $a=8.33 \text{ \AA}$, близким к известному для γ -Fe₂O₃ [1].

Мессбауэровский спектр в данном случае представляет собой суперпозицию ярко выраженного суперпарамагнитного дублета и как минимум двух зеемановских секстетов. Наличие в спектре суперпарамагнитного дублета свидетельствует о том, что часть порошка представляет собой наноразмерные частицы, температура блокировки T_B которых выше комнатной. Определены величина сверхтонкого поля $H_{hf}=497 \text{ кЭ}$ и изомерного сдвига $IS=0.344$. Вместе с тем вид функция распределения $P(H)$ позволяет предположить наличие некоторого набора окружений катионов характерных для катиондефицитных шпинелей [2].

Исследовано изменение магнитных свойств порошка при отжиге. Характерное для дисперсного порошка низкое значение намагниченности ($\sigma_m=36 \text{ Ам}^2/\text{кг}$) в процессе отжига возрастает до величины 90-92 Ам²/кг. Температура Кюри (T_C), определенная из температурной зависимости начальной магнитной восприимчивости, находится в пределах 848-853 К.

Установлено, что при отжиге на воздухе исходного порошка не происходит его окисления до α -Fe₂O₃ [3], а формируется оксид с магнитными параметрами указанными выше. Предполагается, что при данных условиях термического воздействия происходит перераспределение катионов по тетра- и октаузлам кристаллической решетки, появлением двухвалентных катионов железа и, как следствие, образование магнетита.

[1] С. Тикадзуми. Физика ферромагнетизма. Мир, М. (1983) 270 с.

[2] Новиков С.И., Лебедева Е.М., Штольц А.К., Юрченко Л.И., Цурин В.А., Баринов В.А. // ФТТ, 2002.- Т. 44, вып.1.- С. 119-127.

[3] П. Селвуд. Магнетохимия. ИИЛ, М. (1958) 458с.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПРОЦЕССОВ САМООРГАНИЗАЦИИ ОБЪЁМНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ И НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ МАТЕРИАЛОВ

С.А.Безносюк¹, М.С.Жуковский², С.Е.Лебедеенко¹, Я.В.Лерх¹, Л.В.Фомина³

¹*Алтайский государственный университет*

²*Алтайский государственный технический университет*

³*Ангарская государственная техническая академия*

e-mail: bsa1953@mail.ru

Компьютерным моделированием исследованы физико-химические механизмы процессов самоорганизации дендритных наноструктур в объёме нанометровых полостей и на поверхности наноматериалов. Использована новая модель многоцелевого клеточного автомата (МЦКА) [1] для компьютерной имитации процесса самоорганизованной агрегации фрактальных нанодендритов. Новизна модели состоит в том, что частицы, участвующие в процессе ограниченной диффузией агрегации (ОДА), стыкуются под действием направленных контактных связей по типу супрамолекулярных связей «ключ-замок», что ведёт к самоорганизации неравновесных мультичастиц. Агрегация мультичастиц лимитируется начальной концентрацией наночастиц, которые заперты внутри нано-размерной полости. Процесс самоорганизации «случайных встреч» приводит к формированию дендритных наноструктур фрактальной размерности, которые в дальнейшем подвержены реконструкции в результате минимизации их термодинамических характеристических функций.

В компьютерном эксперименте исследована задача кинетики распределения атомов никелевого покрытия в порах поверхностного слоя некоторого образца в условиях образования энергичных атомов Ni, способных быстро диффундировать в поры покрываемой матрицы, где и происходит их конденсация. Кинетические особенности начального роста частиц покрытия определяются режимом ОДА. Особенности кинематики МЦКА модифицируют режим ОДА, определяя процесс самоорганизации в условиях «быстрого роста» фрактальных островов нанослоя. Пространственная структура сильно зависит от концентрации, направления и скорости подачи атомов. Образующиеся при этом структуры имеют дробную фрактальную размерность. Последующая термодинамическая релаксация ведёт к существенной перестройке полученной в кинетическом режиме неравновесной наноструктуры. Релаксация протекает в сторону понижения термодинамического потенциала наносистемы. В пренебрежении энтропийным вкладом в качестве термодинамического потенциала нами была использована внутренняя энергия наноструктуры, рассчитываемая в парном приближении методом функционала плотности. Рассмотрены были также модели конкурентного роста агрегатов при возобновлении осаждения атомов на вторичную наноструктуру покрытия. Нами показано, что самоорганизация мультичастиц по механизму МЦКА в режиме ОДА с последующей релаксацией обладает необычным свойством: фрактальная размерность возрастает с увеличением числа агрегированных частиц по нелинейному закону в отличие от линейного роста энергии связи.

[1] Безносюк С.А., Потекаев А.И., Жуковский М.С., Жуковская Т.М., Фомина Л.В. Многоуровневое строение, физико-химические и информационные свойства вещества. Томск: Изд-во НТЛ, 2005. – 264 с.

ДВИЖУЩИЕ СИЛЫ ПониЖЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ С УМЕНЬШЕНИЕМ РАЗМЕРА ОБЪЕКТА

А.А.Буздуган, И.С.Чулков, С.А.Гаврилов, Д.Г.Громов

Московский государственный институт электронной техники
e-mail: avrery@gmail.com

Хорошо известно, что температура плавления малоразмерных объектов понижается с уменьшением их размеров из-за увеличивающегося вклада поверхностной энергии и кривизны поверхности. Равновесная температура плавления может быть оценена из выражения

$$T = T_0 \left(\frac{\Delta H(T)}{\Delta H_0} + \frac{\sigma_{ж} A_{ж}}{\Delta H_0 V} - \frac{\sigma_{ТВ} A_{ТВ}}{\Delta H_0 V} \right) \quad (1)$$

где T_0 – температура плавления, системы при отсутствии поверхности; $\sigma_{ж}$ и $\sigma_{ТВ}$ – поверхностная энергия жидкой и твердой фаз соответственно; $A_{ж}$ и $A_{ТВ}$ – площадь поверхности жидкой и твердой фаз соответственно; ΔH_0 – теплота плавления системы при справочной температуре плавления T_0 ; $\Delta H(T)$ – теплота плавления при температуре T ; V – объем системы, h – толщина пленки [1].

Анализ выражение (1) показывает, что движущими силами понижения температуры плавления являются уменьшение удельной поверхностной энергии σ , возможность уменьшения площади поверхности нанообъекта A и температурная зависимость теплоты плавления $\Delta H(T)$ (другими словами, при более низкой температуре, чем T_0 , системе требуется меньшее количество теплоты чтобы перейти из твердого в жидкое состояние).

Трудность расчета по формуле (1) заключается в том, что в нее входит теплота плавления $\Delta H(T)$, которая сама зависит от температуры, при которой происходит плавление. В этой связи температуру плавления нанообъекта некоторого выбранного размера можно найти путем итераций, а именно последовательных многократно повторяющихся расчетов значения температуры плавления T и величины теплоты плавления $\Delta H(T)$.

Данный метод расчета, может быть, применим для определения температуры плавления в зависимости от размера для различных систем. Показано, что метод дал хорошее совпадение расчетных кривых с экспериментальными данными для таких систем как нанонити Cd, Zn, In, для которых понижение температуры составляет единицы Кельвин, и тонкие пленки Fe и Ni, для которых она понижается на несколько сотен Кельвин. Неожиданным было то, что согласно расчетам достаточно толстые (толщиной 0,5-1 мкм) пленки Fe и Ni должны плавиться при температуре на 300-400 К ниже температуры плавления объемного материала. Тем не менее, данный факт экспериментально подтвердился.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (гранты №05-03-32744-а, №05-08-01508-а, № 06-08-00780).

[1] Громов Д.Г., Гаврилов С.А., Редичев Е.Н. // Журнал физической химии, 2005.- Т. 79, №9.- С. 1578-1585.

КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК НАНОРАЗМЕРНЫХ ТОЛЩИН

А.А.Буздуган, И.С.Чулков, С.А.Гаврилов, Д.Г.Громов

Московский государственный институт электронной техники
e-mail: mega4el@mail.ru

Развитие наноэлектроники напрямую зависит от использования наноразмерных объектов. Вклад поверхностной энергии в суммарную энергию такого объекта становится значимым и вызывает изменение физических свойств материала. Поэтому изучение закономерностей изменения свойств при уменьшении размеров имеет важное значение с точки зрения получения стабильных нанообъектов, которые могут быть использованы в различного рода наноэлектронных приборах.

Влияние избытка поверхностной энергии, в частности, приводит к снижению температуры фазового перехода объекта из твердого состояния в жидкое.

В настоящей работе приводятся результаты исследований процесса плавления тонких пленок ряда материалов: меди, никеля, кремния и др.

Показано, что в большинстве случаев процесс плавления тонкой пленки на инертной поверхности сопровождается диспергированием ее на капли вне зависимости от материала.

Поскольку измерение теплового эффекта, возникающего при плавлении тонкой пленки затруднительно, для определения температуры плавления был использован косвенный метод, основанный на контроле изменения проводимости образца. При этом, процесс плавления наблюдался с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ).

В ходе исследования было выявлено, что строго определенной температуры плавления для исследуемых тонких пленок нет, а процесс плавления пленки одной и той же толщины может происходить при различных температурах, а его начало возникает через разные промежутки времени. То есть при более высоких температурах процесс плавления может начинаться через несколько минут, а при более низких – через несколько часов. Построены зависимости времени начала процесса плавления от температуры, определены энергии активации этого процесса для разных толщин пленки исследуемых материалов. Обнаружено, что для малых толщин пленки Si процесс диспергирования становится затруднительным по сравнению с тем, что наблюдается для металлов.

На основании данных о кинетике процесса плавления предложен механизм, объясняющий наблюдаемое явление.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (гранты №05-03-32744-а, №05-08-01508-а, № 06-08-00780).

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТОГО НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КАРКАСА

С.П.Буякова, С.Н.Кульков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
e-mail: Sbuyakova@ispms.tsc.ru

Изучено деформационное поведение при активной деформации сжатием нанокристаллической циркониевой керамики (средний размер кристаллитов 50 нм) с унимодальной и бимодальной пористостью, изменяющейся в широких пределах от 0 до 70%. Показано, что диаграммы деформирования керамики с низкой пористостью практически линейны; незначительное отклонение от линейности на вершине диаграммы обусловлено фазовым тетрагонально-моноклинным переходом под действием напряжений. С увеличением пористости в керамике кривые нагружения становятся более сложными на диаграммах можно выделить несколько последовательных участков с разным параметром параболичности.

При этом установлено, что на характер деформационного поведения керамики оказывает влияние не только само наличие пористости, но и морфология поровой структуры. В частности, в материале с унимодальным распределением пор существует критическое значение пористости, при котором характер его деформирования принципиально изменяется: материал разделяется на две подсистемы, по-разному деформирующиеся под действием внешнего нагружения. Для керамики с бимодальным распределением пористости характерно то, что чем меньше ее величина, тем больше показатель степенной функции уравнения деформирования экспоненциально уменьшающийся с ростом пористости.

Показано, что отклонение от линейности в деформационном поведении керамики с пористостью выше порога перколяции не связано с перемещением микрообъемов материала, а имеет место только упругая деформация – упругое взаимодействие элементарных объемов в пористой структуре. Наблюдаемая особенность в деформационном поведении нанокристаллического керамического каркаса обусловлена особенностью его структуры. Структура керамики, полученной из нанокристаллических частиц, сформирована из хаотически ориентированных «стержней», длина которых определяется количеством составляющих их зерен.

В силу малых размеров самих зерен и значительных размеров площади контакта по отношению к размерам кристаллитов, возникающие после потери устойчивости изгибные напряжения не превосходят предела прочности материала керамики (практически бездефектного в пределах нанозерна диоксида циркония).

Это обусловлено потерей микромеханической устойчивости стержневых (иногда пластинчатых) структур, сформированных при синтезе пористого каркаса, обуславливающая значительную макродеформацию материала, осуществляемую без разрушения.

Это позволяет получить керамические материалы со средним размером пор от 1 до 1000 мкм и высокими прочностными свойствами. Материалы с такими характеристиками весьма перспективны для изготовления рабочих элементов фильтров, носителей катализаторов и лекарств, эндопротезов костной ткани.

КИНЕТИКА УСТАНОВЛЕНИЯ РАВНОВЕСНОГО ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ КОНКУРЕНЦИИ ПРОЦЕССОВ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ И РОСТА НАНОЗЕРНА

Л.С.Васильев

*Физико-технический институт УрО РАН, 426000 Ижевск, ул. Кирова, 132
тел. (3412) 212655, e-mail: uds@pti.udm.ru*

Экспериментальные и теоретические исследования процессов измельчения наноструктуры при пластическом деформировании металлов показывают, что для каждой металлической системы и определенного способа деформирования существует состояние предельной фрагментации. Оно характеризуется минимально возможным средним размером нанозерен [1]. Так, при механоактивации порошков железа с углеродом в шаровых планетарных мельницах средней мощности невозможно получить наноструктуру со средним размером нанозерна меньше (3÷5) нм [1, 2]. Аналогичные данные существуют и для других металлических систем [1, 2]. Вместе с тем экспериментально было показано, что при определенных условиях деформационного воздействия наноструктуры некоторых металлических систем аморфизуются. Это означает, что в этом случае предельным состоянием является аморфно-кластерная структура.

С другой стороны, известны факты, указывающие на то, что процессы пластического деформирования приводят к превращению изначально стабильной аморфной структуры в наноструктуру, т.е. к процессу роста нанозерен из более мелких кластеров аморфной структуры [1, 2]. Таким образом, пластическое деформирование может как укрупнять достаточно мелкие нанозерна, так и одновременно фрагментировать нанозерна больших размеров.

Можно предположить, что предел измельчения зерен наноструктуры является результатом конкуренции таких процессов фрагментирования и роста, инициируемым одним источником — процессом пластического деформирования. Целью работы является построение простейшей математической модели, позволяющей определять условия возникновения и параметры фрагментированных наноструктур при интенсивном пластическом деформировании.

- [1] Васильев Л.С., Ломаев И.Л. О возможных механизмах эволюции наноструктур при интенсивной пластической деформации металлов и сплавов // ФММ, 2006.- Т. 101. №4.- С. 417–424.
- [2] Ломаева С.Ф. О механизмах формирования дисперсности и структурно-фазового состава в системах на основе железа при механоактивации// Деформация и разрушение материалов, 2005.- №3.- С. 9-15.

О МЕХАНИЗМАХ ДЕФОРМАЦИОННОГО РАСТВОРЕНИЯ ФАЗ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАХ ПРИ МЕХАНОСПЛАВЛЕНИИ

Л.С.Васильев, И.Л.Ломаев, Е.П.Елсуков

Физико-технический институт УрО РАН, 426000 Ижевск, ул. Кирова, 132
e-mail: uds@pti.udm.ru, LomayevIL@udmlink.ru тел. (3412) 212655

Деформационно-индуцированное растворение дисперсных фаз в сталях и сплавах до сих пор является предметом интенсивных исследований в связи с сильным влиянием процесса растворения на структуру и свойства сплавов. Несмотря на то, что это явление известно сравнительно давно, дискуссия о механизмах и причинах деформационно-индуцированного растворения дисперсных фаз продолжается до сих пор. В настоящее время на примерах растворения ряда конкретных химических соединений и фаз в твердых растворах металлов рассматриваются несколько не связанных друг с другом, самостоятельных моделей. Однако они не объясняют всех имеющихся экспериментальных данных. К тому же, не всегда может быть точно установлена область их применимости к сложно структурированным металлическим системам.

В настоящей работе показано:

1. Дислокационные механизмы растворения фаз в условиях холодной интенсивной пластической деформации (ИПД) наноструктурных сплавов малоэффективны. Для их реализации необходимы хорошо развитые процессы объемной диффузии и наличие достаточно больших дислокационных скоплений в объеме нанозерна. Дислокации не могут обеспечить растворение химических соединений больше того, чем это соответствует способности их атмосфер Коттрелла к поглощению примеси, освобождаемой при растворении. При растворении цементита в углеродистых сталях они поглощают не более 0.5% (ат.) атомов углерода. В условиях холодной ИПД достаточно вероятно также возмoжность отрыва дислокаций от своих примесных атмосфер и выключение дислокаций из процесса пластического деформирования из-за процессов деформационного двойникования.

2. В сплавах внедрения возможно растворение фаз, обусловленное значительными вакансионными пересыщениями деформационного происхождения. Растворение становится возможным, когда энергия связи атомов примеси, освобождающейся при растворении, больше энергии связи этих атомов в фазе. Оно должно сопровождаться зарождением новых равновесных дефектов, состоящих из связанных комплексов типа «вакансия-атом примеси». Этот механизм малоэффективен, поскольку вакансии не могут связать более 0.1% (ат.) примеси.

3. К наиболее эффективным механизмам деформационного растворения фаз в сплавах внедрения следует отнести механизм поглощения примеси, образующимися в условиях ИПД, новыми межфазными и межкристаллическими границами и механизм поглощения примеси высокотемпературной фазой при ее деформационном зарождении.

4. Для каждой наноструктуры металла существует предельное минимальное значение нанокристаллита, которое можно получить методами ИПД. Существование предела измельчения наноструктуры ограничивает возможности протекания процессов деформационного растворения фаз. В углеродистых сталях деформационное растворение цементита протекает до тех пор, пока предельная наноструктура не поглотит из объема смеси около (10÷12)% (ат.) углерода. Дальнейшее растворение цементита прекращается.

ВТОРИЧНАЯ СТРУКТУРА КРИСТАЛЛОВ - НОВОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В НАУКЕ О НАНОМАТЕРИАЛАХ

Ю.И.Веснин

Институт неорганической химии им. А.В.Николаева СО РАН, e-mail: vesnin@che.nsk.su

В 1969 г. в Институте неорганической химии СО АН была сформулирована гипотеза о существовании элементарной единицы кристаллического вещества – «кванта кристалла». В 1970 году эта работа была опубликована. В 1994 году на ее основе построена последовательная теория вторичной структуры кристаллов (ВСК). С 1994 г. разработаны различные приложения в химии, физике, механике твердого тела [1-4]. Было показано, что теория ВСК вполне адекватно отражает реальные процессы в твердом теле – качественно и количественно. Например, известно, что свойства кристаллических частиц размером $\sim 10^{-6}$ см и менее (наночастицы) существенно отличаются от свойств массивных кристаллов. Материалы, содержащие достаточное количество таких частиц, имеют необычные и важные для практики свойства. Поэтому во всех развитых странах созданы национальные программы по науке и технологии наночастиц. Однако здесь сложилась необычная ситуация. Существующие теории конденсированного состояния вещества не могут объяснить, почему свойства наночастиц отличаются от свойств массивного вещества. Промышленность во всем мире выпускает наночастицы и материалы на их основе во все возрастающих масштабах (тысячи тонн в год), а нанонаука все еще гадает, почему такое различие свойств. Поэтому работа по программам ведется на основе эмпирического подхода, что многократно снижает эффективность работ и приводит к большим материальным потерям. Теория ВСК объясняет это явление на основе понятия «Элементарная единица кристалла». Эта единица («минимальный кристалл – мик») является аналогом молекулы, т.е. гигантской молекулой твердого тела размером около 300 Å. Частица меньшего размера является «субкристаллом» - аналогом молекулы-радикала. Как и любой радикал, субкристалл обладает повышенным энергосодержанием и реакционной способностью. Становятся понятными многие свойства наночастиц. Например, идет дискуссия, какова верхняя граница размеров наночастиц. Теория ВСК дает ясный ответ: 300 ± 100 Å.

Аналогичные примеры есть и в других разделах – изоморфизм, катализ, электронный транспорт. Так, на основе понятия «субкристалл» предложен новый механизм гетерогенного катализа [2]. Предложен новый механизм кристаллообразования и роста кристаллов [4], причем аналогичные подходы пока лишь формируются в работах по росту кристаллов (кластерный рост). Рассмотрены и обоснованы новые механизмы атомной диффузии в кристаллах. Новому трактуется механизм эффекта Ганна в полупроводниках. Все эти работы опубликованы.

В настоящее время оформилось новое междисциплинарное научное направление: «Вторичная структура кристаллов – теория и ее приложения в химии, физике, механике твердого тела». Теория ВСК, даже в своем первоначальном варианте, дает правильные ответы на вопросы, неразрешимые в рамках существующих теорий. Многочисленные примеры даны в монографии и статьях. Аппарат теории развивается при решении конкретных задач химии, физики, механики твердого тела. Подготовлена монография «Теория вторичной структуры кристаллов». Дальнейшее развитие и создание полноценного аппарата теории ВСК позволит получить новые полезные результаты в науке о твердом теле.

- [1] Ю.И.Веснин. Вторичная структура и свойства кристаллов. Изд-во СО РАН, Новосибирск, 1997.
- [2] Ю.И.Веснин // Журн.структурной химии, 1995.- Т. 36.- С. 724.
- [3] Ю.И.Веснин. Химия в интересах устойчивого развития, 2000.- Т.8, N1-2.- С. 61
- [4] Ю.И.Веснин. Сборник трудов 6 международной конференции “Рост монокристаллов и тепломассообмен”. Т.2, с.403. Обнинск, 2005.

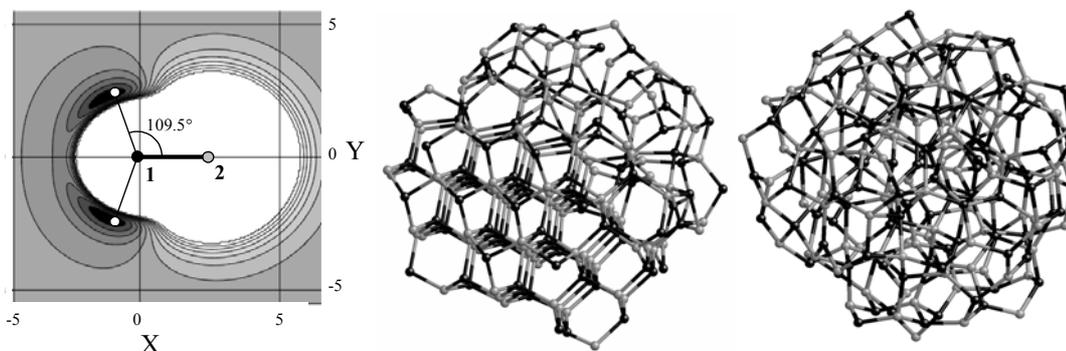
МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОКЛАСТЕРОВ CdS МЕТОДОМ МОНТЕ-КАРЛО

В.П.Волошин¹, В.И.Корсунский², Р.Б.Недер²

¹ *Институт Химической Кинетики и Горения СО РАН, Новосибирск 630090
e-mail: voloshin@kinetics.nsc.ru;*

² *Минералогический Институт, Университет Вюрцбурга, Ам Хубланд, Вюрцбург D-97074, Германия, e-mail: korsounski@mail.uni-wuerzburg.de.*

Наночастицы самых малых (1-3 нм) размеров представляют особый интерес, поскольку именно в них свойства вещества наиболее сильно отличаются от его свойств в массивных образцах. В нашей работе [1] были получены экспериментальные радиальные функции распределения для наночастиц CdS диаметром около 20Å, стабилизированных на поверхности сероорганическим лигандом глутатионом. Сравнение этих РФР с РФР различных моделей наночастиц позволяет выбрать наиболее адекватную из них.



В данной работе используется разработанный нами потенциал, позволяющий методами компьютерного моделирования создавать тетраэдрически координированные атомные конфигурации различной степени упорядоченности – от кристалла до аморфного вещества. Потенциал представлен суммой парных и трехчастичных взаимодействий. Парные взаимодействия подразделяются на «химические» связи между атомами разного типа (Cd и S) и взаимодействия отталкивания типа Ван-дер-Ваальсовых между атомами одного сорта (два Cd или два S). Трехчастичные взаимодействия используются для установления преимущественных значений углов между «химическими» связями. Слева на рисунке изображен профиль потенциальной энергии взаимодействия атомов типа 1 и 2, образующих химическую связь, с добавочным атомом типа 2 в плоскости, проходящей через эту связь. Здесь видно, что со стороны атома одного с ним типа добавочный атом встречает крутую отталкивающую стенку, тогда как со стороны атома другого типа он попадает в потенциальную яму и образует новую связь под заданным углом с уже имеющейся. Используя случайную упаковку из 200 атомов двух типов (по 100 каждого) и определив корректную процедуру моделирования, мы получили «наночастицы» с высококоординированной тетраэдрической, но в основном некристаллической сеткой связей. Две таких конфигурации с разной степенью кристалличности представлены на рисунке в центре и справа.

Добавляя на поверхность наночастицы атомы S с другими угловыми характеристиками, моделирующие серу глутатиона, мы изучали степень возможного влияния органического лиганда на итоговую структуру наночастицы.

[1] Korsounski, V.I.; Neder, R.B.; Hradil, K.; Barglik-Chory, Ch.; Müller, G.; Neuefeind, J. // J. Appl. Cryst., 2003.- V. 36.- P. 1389-1396.

**ПРОЦЕССЫ В РЕЗОНАНСНЫХ ДОМЕНАХ АГРЕГАТОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
НАНОЧАСТИЦ И ПРОИСХОЖДЕНИЕ ОПТИЧЕСКОЙ НЕЛИНЕЙНОСТИ
АГРЕГАТОВ В ИМПУЛЬСНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ПОЛЯХ**

А.П.Гаврилюк¹, С.В.Карпов²

¹*Институт вычислительного моделирования Сибирского Отделения РАН,
660036, Красноярск, Академгородок;*

²*Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского Отделения РАН,
660036, Красноярск, Академгородок, e-mail: karpov@iph.krasn.ru.*

Работа посвящена исследованию специфических оптических нелинейностей, присущих агрегатам металлических наночастиц, при их облучении импульсным лазерным излучением пико- и наносекундной длительности [1,2]. Рассмотрение проводится на примере агрегатов наночастиц, образующихся в гидрозолях серебра. Обсуждаются результаты экспериментальных исследований взаимосвязи степени агрегации гидрозолей серебра с их нелинейным показателем преломления (n_2) на длине волны 0.532 и 1.064 мкм. В этих экспериментах обнаружена смена знака n_2 на длине волны 1.064 мкм с ростом степени агрегации гидрозоля [3,4].

Анализируется роль разнообразных процессов, протекающих в резонансных доменах агрегатов в поле лазерного излучения, которые приводят к динамическому (за время действия импульса) изменению поляризуемости агрегатов: исследуется кинетика смещения частиц с учетом диссипативных сил, нагрева частиц и окружающей среды в зависимости от длины волны, интенсивности и длительности лазерного импульса. Для описания кинетики процесса фотомодификации резонансных доменов агрегата разработана теория взаимодействия с лазерным излучением простейшего типа домена - двух связанных серебряных наносфер, учитывающая их теплообмен с окружающей средой, а также стерические, экранированные электростатические и светоиндуцированные взаимодействия наночастиц в домене.

В рамках нашей модели обсуждаются экспериментальные результаты по лазерной фотомодификации агрегатов наночастиц серебра, изменения их спектров поглощения и фотохромным эффектам, наблюдаемым в данном типе сред [5,6], а также нелинейно-оптическим эффектам, таким, как нелинейная рефракция и нелинейное поглощение [7].

Работа выполнена при поддержке грантов: РФФИ 05-03-32642, Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации НШ-6612.2006.3, РНП ВШ 2.1.1.1814, СО РАН 33.

- [1] V. M. Shalaev. Nonlinear Optics of Random Media: Fractal Composites and Metal-Dielectric Films. 2000. Springer Verlag, Berlin.
- [2] С.В. Карпов, В.В. Слабко. Оптические и фотофизические свойства фрактально-структурированных золей металлов. 2003. Новосибирск: изд-во СО РАН.
- [3] S.V. Karpov, M.K. Kodirov, A.I. Ryasnyanskiy, V.V. Slabko. // Quant. Electronics, 2001.- V. 31.- P. 904.
- [4] R.A. Ganeev, A.I. Ryasnyansky, Sh.R. Kamalov, T.J. Usmanov. // Phys. D: Appl. Phys. 2001.- V. 34.- P.1602.
- [5] S.V. Karpov, A. K. Popov, S. G. Rautian et al. // JETP Lett.,1988.- V. 48(10).- P. 571.
- [6] V. P. Safonov, V. M. Shalaev, V. A. Markel et al. // Phys. Rev. Lett.. 1998.- V. 80(5).- 1102.
- [7] N.N. Lepeshkin, W. Kim, V.P. Safonov et al. // J. NOPM, 1999.- V. 8(2).- P. 191

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ МА2-1

М.Ю.Грязнов¹, В.Н.Чувильдеев¹, А.Н.Сысоев¹, В.И.Копылов²

¹*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета, Н. Новгород, metals@nifti.unn.ru*

²*Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск*

Проведены исследования сверхпластичности и внутреннего трения в микрокристаллическом (МК) магниевом сплаве МА2-1 (Mg – 4 вес. % Al – 1 вес. % Zn), полученном по технологии равноканального углового прессования. В работе получены следующие основные результаты:

1. В магниевом сплаве МА2-1 методом равноканального углового прессования (РКУП) сформирована однородная нано- и микрокристаллическая структура с размером зерна порядка 1 мкм. Проведены детальные исследования микроструктуры сплава и ее эволюции после деформации с использованием методов оптической металлографии и атомно-силовой микроскопии.
2. Обнаружен эффект низкотемпературной сверхпластичности в МК магниевом сплаве МА2-1 в диапазоне температур 225 - 250 °С. МК магниевый сплав МА2-1 после специальной термообработки обнаруживает пластичность порядка 400 % при температуре 225 °С и скорости деформации $3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Литой магниевый сплав МА2-1 имеет пластичность не более 100 % при тех же температурно-скоростных условиях деформации.
3. Обнаружен эффект повышения пластичности МК магниевого сплава МА2-1 при комнатной температуре без существенного снижения прочности. В МК сплаве удлинение до разрушения при комнатной температуре составляет 50 % по сравнению с удлинениями около 15 %, получаемыми на образцах литого сплава МА2-1.
4. Показано, что снижение пластичности и увеличение напряжения течения в МК сплаве МА2-1 в диапазоне температур 250 - 270 °С происходит вследствие интенсификации процессов рекристаллизации (роста зерна) при температурах выше 250 °С.
5. Метод внутреннего трения был использован для определения оптимальных режимов сверхпластической деформации МК сплава. Обнаружена корреляция положения пика зернограничного внутреннего трения и максимума на зависимости относительного удлинения от температуры деформации для МК сплава МА2-1.

Работа выполнена при поддержке МНТЦ (грант №2809), РФФИ (гранты №05-08-18262, №06-08-01119), CRDF (грант Y2-P-01-04), Фонда «Интелс» (грант № 25-05-02) и при поддержке Программы «Фундаментальные исследования и высшее образование» (BRHE) и НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ.

МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

В.И.Данилов, Л.Б.Зуев, А.А.Загумённый, И.О.Болотина¹, Д.В.Орлова

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
¹Томский политехнический университет, г. Томск, Россия,
e-mail: dvi@ispms.tsc.ru*

Использование объемных наноструктурных материалов в качестве конструкционных требует достоверной и по возможности наиболее полной информации о характере развития пластической деформации и разрушения. В этой связи предпринято исследование деформационного поведения и локализации пластического течения на макроскопическом уровне технически чистых титана и алюминия в наноструктурном (субмикрокристаллическом) состоянии.

Для получения объемных заготовок изучаемых материалов в субмикрокристаллическом (СМК) состоянии были использованы два метода интенсивной пластической деформации: равноканальное угловое прессование и многоступенчатое одноосное прессование с последовательным изменением направления оси для алюминия и титана соответственно. На втором этапе заготовки подвергались пластической деформации прокаткой в гладких валках. Величина суммарной деформации при прокатке достигала 90%. Готовые образцы титана подвергались дорекристаллизационному отжигу в среде аргона при температуре 573 К в течение одного часа. Алюминиевые образцы выдерживались после окончательной прокатки в течение 10 суток, что также как в титане приводило к термостабилизации структуры.

Формирующаяся под воздействием интенсивной пластической деформации неравновесная структура с большим количеством малоугловых границ трансформируется после отжига в равновесную ультрамелкозернистую структуру со средним размером элементов 100 нм. Такая структура обеспечивает достижение высоких прочностных характеристик материала при сохранении удовлетворительной пластичности.

Установлено, что, несмотря на различие в кристаллографической структуре, деформационное поведение обоих материалов в СМК состоянии подобно, но существенно отличается от поведения исходных крупнозернистых объектов. Это проявляется не только в том, что кривые нагружения СМК материалов проходят намного выше, чем соответствующие диаграммы крупнозернистых, и что пластичность СМК образцов меньше. Важнее, что в СМК материалах после достижения максимального напряжения σ_B спад последнего происходит очень медленно, так что накапливается общая деформация, которая больше деформации на восходящей части кривой.

Пластическое течение СМК образцов на восходящем участке диаграммы (σ - ϵ) происходит за счет образования нескольких стационарных очагов локализованной деформации с практической одинаковой амплитудой. На падающем участке все очаги и деформации за исключением одного приходят в движение. Они смещаются к стационарной зоне локализации, где в результате происходит разрушение образца. Таким образом, и здесь деформация происходит во всех частях образца, что позволяет говорить о скрытом запасе пластичности, который проявляется после наступления макроскопической потери устойчивости пластического течения. По-видимому, это одна из главных особенностей деформационного поведения материалов с СМК структурой.

**ПРИРОДА ЛОКАЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТНОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И
НАНОСТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИЯХ**

Е.Ф.Дударев, А.И.Лотков¹, Г.П.Бакач, В.Н.Гришков¹, Н.В.Гирсова¹

*Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета,
г. Томск*

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

1. Неоднородность напряженного состояния поликристаллического агрегата и, как следствие этого, постепенное вовлечение зерен в мартенситное превращение по эстафетному механизму при изотермическом нагружении крупнозернистого и наноструктурного никелида титана в предмартенситном состоянии.

2. Сохранение трехстадийного развития мартенситной деформации при переходе от крупнозернистой к нанокристаллической структуре при сильном изменении характера зарождения и роста зон мартенситного превращения на мезо и макромасштабном уровнях:

I стадия – мартенситное превращение локализовано на мезомасштабном уровне;

II стадия - мартенситное превращение локализовано на макромасштабном уровне;

III стадия - мартенситное превращение не локализовано.

3. Закономерности и особенности локализации мартенситной деформации на мезо- и макромасштабном уровнях в наноструктурном состоянии.

4. Подобие деформационного поведения на начальных стадиях мартенситного превращения и пластической деформации при изотермическом нагружении крупнозернистых сплавов. Природа трехстадийного развития мартенситной и пластической деформации.

5. Закономерности и особенности пластической деформации при крупнозернистой и нанокристаллической структуре.

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ СЕГРЕГАЦИЙ НИЗКОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ВБЛИЗИ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ В УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ БИНАРНЫХ СПЛАВАХ

Е.А.Дудник¹, М.Д.Старостенков², Л.А.Попова¹

¹*Рубцовский индустриальный институт филиал Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова, Рубцовск*
e-mail: dudnik@rubtsovsk.ru

²*Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова, Барнаул*
e-mail: genphys@mail.ru

Очевидно, что исследование низкоразмерных структур, нанокластеров связаны с возможными перспективами их использования в различных областях науки и техники, в том числе в электронике. Проблемой наноструктурного материаловедения является не только получение наноразмерных кристаллов, но и предсказание равновесных форм нанокластеров, выявление механизмов образования и выяснение условий их самоорганизации и развития. Необычность свойств низкоразмерных нанокластеров определяется атомной структурой кристалла. В вопросах, связанных с определением роли эффектов сегрегации в формировании структурных особенностей вблизи антифазных границ в упорядочивающихся сплавах и выявлением механизмов эволюции структуры низкоразмерных особенностей кристалла, пока ясности нет.

В настоящей работе методом Монте-Карло исследовались структурные особенности, сегрегирующие на поверхность консервативных и неконсервативных антифазных границ после термоактивации в бинарном упорядочивающемся, модельном сплаве Cu_3Au . Моделировался процесс диффузии атомов по вакансионному механизму. В зависимости от температуры и времени счета для характеристики процесса упорядочения в сплаве были получены параметры ориентированного ближнего порядка по первым трем координационным сферам. Проведен анализ кинетики образования низко-размерных структурных особенностей.

В упорядочивающихся сплавах при относительно низкой температуре энергия системы стремится к минимуму, атомы одного сорта стремятся окружить себя атомами другого сорта. Вблизи неконсервативных антифазных границ, при образовании которых нарушается концентрация атомов компонент, система стремится к устранению дефекта, из-за избыточности концентрации образуется новый порядок. В образование низкоразмерных структур существенную роль играет процесс упорядочения, в дальнейшем развитие кластеров. Важно влияние процессов, происходящих на поверхности кластера.

С кристаллогеометрической позиции образование и рост низкоразмерных кластеров, в которых имеется большая доля поверхностных атомов по сравнению с объемными атомами, обусловлено плотнейшей упаковкой атомов. Наличие осей симметрии пятого порядка, не свойственных кристаллической решетке, позволяет понизить потенциальную энергию кристалла. При образовании плотноупакованной упорядоченной фазы включаются сегрегационные эффекты, вызывающие значительные изменения только в распределении поверхностных компонент.

**РЕЛАКСИРОВАННАЯ АТОМНАЯ СТРУКТУРА МЕЖФАЗНОЙ
ГРАНИЦЫ В МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ГЕТЕРОСИСТЕМЕ НАНОКРИСТАЛЛ НА
ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА
(МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА)**

А.В.Евтеев, В.М.Иевлев, А.Т.Косилов, А.С.Прижимов

*Воронежский государственный технический университет
e-mail: priz@voronezh.net*

Методом молекулярно-динамического моделирования изучена структура межфазной границы (МГ) (001) ГЦК / (001) ГЦК системы кристаллический полусферический нанокристалл Ni – кристаллическая подложка Pd в зависимости от угла поворота нанокристалла ($\theta=8^\circ, 15^\circ, 20^\circ, 25^\circ, 30^\circ$).

Подложку Pd моделировали в виде расчетной ячейки, состоящей из 8 кристаллографических плоскостей (001), содержащих по 900 атомов. В направлениях [110] и $[\bar{1}\bar{1}0]$ на систему накладывали периодические граничные условия. Кристаллический нанокристалл Ni моделировали в виде полусферы, расположенной в центральной части поверхности подложки, содержащей 597 или 5097 атомов и повернутой относительно подложки на угол θ . При выборе углов начальной ориентации исходили из немонотонной зависимости энергии межфазной границы от θ для $\alpha < 0,9$ ($\alpha = a_2/a_1$, где a_1 и a_2 – параметры решеток компонентов гетеросистемы), предполагающей локальные минимумы для специальных межфазных границ ($\theta = \theta_k$) [1] и предельную величину отклонения от параллельной ориентации около 8° . Методика молекулярно-динамического расчета состояла в численном интегрировании уравнений движения атомов с временным шагом $\Delta t = 1,5 \times 10^{-15}$ с по алгоритму Верле [2]. Взаимодействие между атомами описывали с использованием многочастичных потенциалов, рассчитанных в рамках метода погруженного атома [3].

Показана размерная зависимость вращения нанокристалла или в параллельную ориентацию, или в ориентации совпадения на МГ, ближайшие к исходной. Компенсация отклонения от $\theta=0$ и от $\theta=\theta_k$ больших нанокристаллов осуществляется соответственно первичными и вторичными межфазными дислокациями.

Характерная особенность релаксированной атомной структуры МГ состоит в том, что при больших углах разориентации ($\theta=15^\circ, 20^\circ, 25^\circ$ и 30°) в процессе ее формирования атомные перестройки локализуются только в кристаллической решетке с бóльшим параметром как в системе монокристалл Pd – нанокристалл Ni, так и в системе монокристалл Ni – нанокристалл Pd. Такой характер атомной перестройки позволяет избежать сближения атомов и повышения энергии вследствие ангармонизма межатомного взаимодействия.

[1] Иевлев В.М., Бугаков А.В., Трофимов В.И. Рост и субструктура конденсированных пленок: Учеб. пособие. Воронеж: Изд-во ВГТУ, 2000. 386 с.

[2]. Verlet L. Computer Experiments on Classical Fluids. I. // Phys. Rev., 1967.- V. 159.- P. 98.

[3]. Daw M.S., Baskes M.I. // Phys. Rev. B. 1984.-V. 29.- P. 6443.

НЕОДНОРОДНАЯ ДИФФУЗИЯ В НАНОМАТЕРИАЛАХ И МОДЕЛЬ СФЕР (ОБОБЩЕНИЕ МОДЕЛИ БОКШТЕЙНА, МАГИДСОНА, СВЕТЛОВА)

И.Л.Жогин

ИХТТМ СО РАН, ул. Кутателадзе, 18, г. Новосибирск, 630128
e-mail: zhogin@inp.nsk.su

Модель неоднородной диффузии, предполагающая, что скорость диффузии по границам округлых зерен (это также могут быть микро- или нано-домены, блоки мозаики) гораздо выше, чем скорость внутриверенной (внутридоменной) диффузии, предложенная в [1], в которой сферы-зерна радиуса r заполняют полупространство, может быть обобщена на случаи другой геометрии объекта: (PL) пластина толщины L (доменизированная мембрана) и (SR) сфера радиуса R (порошок); $L, R \gg r$.

Метод Лапласа, как и в [1], дает точное решение в образах (для концентрации внутри объекта и диффузионного тока через его поверхность). Аналитический переход к оригиналу невозможен (существуют численные методы [2], но они громоздки для целей машинной подгонки), поэтому предложено проводить подгонку (параметров модели) в самих образах.

Модель-SR была ранее применена для электрохимического (ЭХ) окисления наноструктурированных перовскитов (перспективных в качестве кислород-проницаемых мембран) [3]. Образ, $\hat{j}_{\text{exp}}(p)$, тока, протекшего через ЭХ-ячейку с порошкообразным образцом $\text{SrCo}_{0.5}\text{Fe}_{0.2}\text{Ta}_{0.3}\text{O}_{2.7}$ после подачи скачка потенциала $U(t)$, подгонялся “модельными” кривыми:

$$\hat{j}_{\text{th}}(p) = Q p \hat{u}(p) f(p\tau_2 \{1 + \alpha f(p\tau_1)\}) (1 + \alpha f(p\tau_1)) / (1 + \alpha).$$

Здесь $f(x^2) = 3 \coth(x)/x - 3/x^2$, $Q = \hat{j}_{\text{th}}(0)$ – полный заряд, попавший в ячейку; $\tau_1 = r^2/D_1$; $\tau_2 = R^2/D_2$; D_1, D_2 коэффициенты диффузии; $\hat{u}(p)$ образ нормированного на $U(\infty) - U(0)$ скачка напряжения; α отношение объемов (полных зарядов), относимых к доменам и областям быстрой диффузии.

Впервые для достаточно сложной модели неоднородной диффузии удалось использовать всю полноту кинетической кривой (а не только начальную или конечную асимптотики), чтобы получить из эксперимента более точные оценки кинетических параметров τ_1 , τ_2 , α и D_1 , D_2 .

В работе приводятся результаты (точные решения в лапласовых образах) для случая пластины и для разных вариантов граничных условий. Развиваемая модель может найти применения для описания широкого класса явлений переноса в наноматериалах – веществах с неоднородностями нанометровых размеров.

- [1]. Бокштейн Б.С., Магидсон И.А., Светлов И.Л. //ФММ, 1958.- Т.6, №4. В.6. -С.1040–1052.
- [2] Hüpper B. and Pollak E. *A new method for numerical inversion of the Laplace transform.* // <http://www.arXiv.org/abs/physics/9807051>
- [3] Zhogin I.L., Nemudry A.P., Kamenetsky Yu.M. et al. //Catalysis Today, 2006.- V.118,1-2.- P. 151–157; doi:10.1016/j.cattod.2006.02.088; <http://www.arXiv.org/cond-mat/0505149>

СИСТЕМНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ СИНТЕЗА ОБЪЕМНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

С.Ф.Забелин, К.С.Забелин, И.В.Николаюк

*ЗабГГПУ, Чита,
e-mail: Metal@Zabspu.ru*

С созданием нового класса наноструктурированных материалов и их разновидностей – объемных нанокристаллических материалов (ОНКМ), представляющих наибольший интерес для практического машиностроения, остро обозначилась проблема внедрения разработок в производство, выбора технологии и методологии технологической подготовки производства (ТПП), в частности проектирования технологических процессов изготовления таких материалов. В процессе ТПП необходимо решить задачи планирования всех этапов подготовки к производству нового изделия или материала, отработки технологичности, разработки операционных карт и технологических маршрутов, нормирования и конструирования оснастки по отдельным операциям технологии. При этом необходимо учитывать требования заказчика и технологические условия и возможности производителя. Следовательно, без детального системно-технологического анализа указанной проблемы не решить.

Системный подход при выборе критериев классификации нанокристаллических материалов и наноструктур позволили определить основные факторы влияния на формирование их структуры и свойств [1]. Так как структура и свойства ОНКМ формируются на стадии изготовления, то способ технологии синтеза является главным фактором, определяющим влияние на все другие установленные факторы.

Решение задач системно-технологического анализа синтеза ОНКМ необходимо рассматривать в следующем порядке:

1. Создание морфологической системы технологического процесса, включающей цель реализации, исходные данные материала, технологические способы реализации, применяемое оборудование и оснастка, способы стабилизации структуры и свойств готовых изделий.
2. Определение показателей, характеризующих технологические параметры материала и его функциональные свойства, как в процессе отдельных операций изготовления, так и в готовом состоянии.
3. Выбор и обоснование алгоритма проектирования технологического процесса с учетом установленных закономерностей и особенностей технологических операций.
4. Построение комплексной модели системно-технологического анализа процессов синтеза ОНКМ.

[1] Забелин С.Ф., Забелин К.С. Системный анализ и критерии классификации наноструктурированных материалов // Технология машиностроения, 2006.- № 3.-С. 5-10.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕРМОРАСШИРЕНИЯ ИНТЕРКАЛИРОВАННОГО ГРАФИТА.

В.Л.Зеленко, Л.И.Хейфец

*Химический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, кафедра химической технологии и
новых материалов*

e-mail: heifets@tech.chem.msu.ru

Расширение интеркалированного графита вдоль кристаллографической оси c есть результат повышения давления внутри графитовой матрицы, происходящего при достаточно большой скорости нагрева вследствие испарения интеркалята или химической реакции с участием интеркалята или его производных и сопровождающейся выделением газообразных продуктов. Повышение давления внутри образца способствует не только увеличению механических напряжений в структуре образца, но и десорбции газообразных продуктов из образца [1]. Существуют два характерных линейных масштаба, определяющих необходимые условия терморасширения интеркалированного графита: 1) присутствие в образце в достаточном количестве свободных от дефектов кристаллографических доменов определенного размера $L_c \geq 75$ нм; 2) характерный размер частиц интеркалированного графита не должен быть меньше $75 \mu\text{м}$, что увеличивает вероятность появления кластеров интеркалята достаточного размера и способствует снижению энергии связи между графеновыми плоскостями. В данной работе с использованием метода математического моделирования на основе сравнения с имеющимися в литературе экспериментальными данными исследуется конкуренция двух процессов: межфазного массообмена и массообмена с окружающей средой, а также характер зависимости транспортных характеристик от температуры и фазовых концентраций интеркалята. Полученные данные позволяют сформулировать условия начала терморасширения и сделать определенное заключение о физическом состоянии интеркалята в зернограничной фазе и о состоянии доменной фазы в процессе терморасширения.

- [1] M.Inagaki, F.Kang, M.Toyoda. Exfoliation of Graphite via Intercalation Compounds. Chemistry and Physics of Carbon, 2004.- V. 29.- P. 1-69.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ

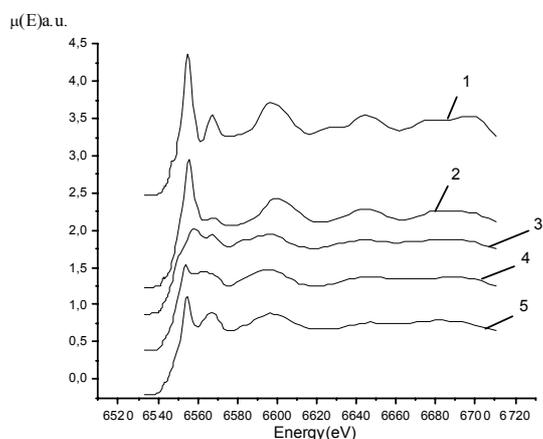
В.В.Илясов, Д.А.Великохатский, И.В.Голосовский, И.Я.Никифоров

Донской государственный технический университет

В данной работе изучается электронная структура наноструктурированных материалов, которые обычно получают путем химического синтеза разных соединений внутри нанопористых сред. Прогресс в технологии позволяет синтезировать разные соединения в матрицах, которые отличаются размерами и топологией пор, что оказывается интересным для практики химического катализа. Очевидно, что знание положения наночастиц внутри каналов и их взаимодействие с матрицей-носителем оказывается чрезвычайно важным для понимания закономерностей формирования свойств нанокompозитов и явилось предметом данной работы. В качестве модельного объекта использован малый кластер MnO, помещенный в один из каналов, например, матрицы MCM-41 [1].

Проведено теоретическое моделирование по изучению положения кластера MnO вблизи стенки нанотрубки. Анализ проводился для кластеров разных размеров, в частности, состоящих из 81 и 27 атомов в кубической решетке. Для теоретического расчёта электронной структуры и MnK-краёв поглощения использовалась программа FEFF8 [2]. Координаты фрагмента стенки нанотрубки были получены программой TubeGen 3.3 J.T.Frey and D.J. Doren. Поглощающим был взят атом марганца,

являющимся ближайшим к стенке фрагмента. Расстояния до стенки (длина связи) варьировались от 2.257 Å до 2.657 Å. По степени совпадения полос (пиков) на MnK-спектрах поглощения модельного объекта с изолированным большим кластером из 81 атома (кривая 1) проводилась оптимизация длины связи поглощающего атома марганца со стенкой нанотрубки (кривые 3-5) для кластера из 27 атомов. При длине связи 2.257 Å (кривая 5) наблюдается лучшее согласие первых трёх пиков на кривой MnK-спектров поглощения с эталоном (кривая 1). На рисунке кривая 2 соответствует



изолированному малому кластеру из 27 атомов.

Поскольку кулоновское взаимодействие между дыркой на основном 2p-уровне и 3d-электронами существенно [3], K-спектры поглощения определяются локальной электронной структурой и несут информацию о степени симметрии ионов Mn в конкретном соединении и могут быть использованы для анализа наноструктурированных материалов рассмотренного типа.

[1] I.V. Golosovsky et al. // Phys. Rev. Let., 2001.- V. 86, № 25.- P. 5783

[2] A.L. Ankudinov, B. Ravel, J.J. Rehr, S.D. Conradson // Phys.Rev. B. 1998.- V. 58. №2.- P. 219

[3] Э.З. Курмаев, Д.А. Зацепин, С.О. Чолах и др. // ФТТ, 2005.- Т. 47, 4.- С. 728..

ЭЛЕКТРОННАЯ СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ «АЛМАЗ-НИКЕЛЬ»

В.В. Илясов, А.В. Костенко

Донской Государственный Технический Университет

В настоящее время довольно актуальна проблема изготовления инструмента на основе нанодисперсных алмазных порошков. Такие инструменты имеют более высокие эксплуатационные параметры, нежели инструмент, изготовленный с использованием обычных материалов. Одной из проблем использования ультрадисперсных алмазов (УДА) является его высокая температура спекания [1]. В результате чего процесс сопровождается фазовым превращением алмаз-графит. Причём графитизация начинается при довольно низких для спекания алмазных порошков температурах 900-1000 °С. На результаты спекания алмазных порошков немало важное влияние оказывают и примеси, находящиеся на поверхности УДА. В результате оба этих явления оказывают влияние на изменение фазового и химического состава поверхности УДА, что приводит к изменению свойств материала: снижению плотности и твёрдости компакта.

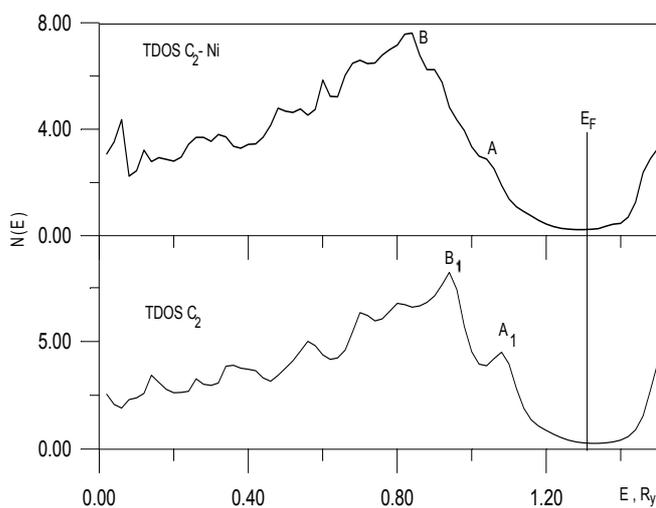


Рис.1. TDOS УДА-Ni и алмаза

Решить данные проблемы предлагается с помощью изменения химического и фазового состава поверхности нанопорошка путём модифицирования различными элементами. В статье [1] приведены результаты исследования порошков УДА, модифицированных Со и Ti. Показано, что данные добавки повышают температуру спекания и приводят к росту плотности и микротвёрдости. В настоящей работе рассчитана электронная структура алмаза и сплава «алмаз-никель» с использованием приближения виртуального кристалла [2]. Сплав

«алмаз-никель» рассматривался с точки зрения замещения атома С атомам Ni в одной из ГЦК подрешётке углерода.

Результаты расчётов полной (TDOS) и парциальных локальных плотностей электронных состояний PDOS углерода и никеля в системе «алмаз-никель» в сопоставлении с алмазом представлены на рис.1 и позволили обнаружить некоторые закономерности. Влияние подсистемы никеля на электронный энергетический спектр алмаза проявилось в возрастании электронных состояний, как у потолка валентной зоны, так и в области XANES. Кроме того в зоне запрещённых энергий появились электронные состояния отличные от нуля, обусловленные подсистемой Ni. Отмеченные особенности электронного энергетического спектра должны привести к изменению физических свойствах наноструктурированных материалов на основе системы «алмаз-никель».

[1] В.Т. Сенють, Е.И. Мосунов //ФТТ, 2004.- Т. 46, 4.- С. 746.

[2] В.В. Илясов, Т.П. Жданова, И.Я. Никифоров // ФТТ, 2006.- Т. 48, 4.- С. 614.

ФОТОСТИМУЛИРОВАННАЯ АГРЕГАЦИЯ АЭРОЗОЛЕЙ МЕТАЛЛОВ

С.В. Карпов¹, И.Л. Исаев², В.С. Герасимов²

¹*Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского Отделения РАН,
660036, Красноярск, Академгородок;*

²*Красноярский государственный технический университет,
660028, Красноярск, ул. Киренского 26
e-mail: karpov@iph.krasn.ru.*

Изучение аэрозолей не только с металлической дисперсной фазой, но и с диэлектрической, а также гетероаэрозолей на предмет возможности их фотостимулированной агрегации представляет важный практический интерес, поскольку это может иметь отношение к проблемам глобальной климатологии.

Фотоагрегация золь металлов в вакуумных средах и в среде благородных газов наблюдалась в условиях реального эксперимента [1] при облучении их УФ излучением. Данный эксперимент до настоящего времени не получил объяснения.

В основе предлагаемого нами объяснения, так же как и в случае лиозолей, лежит фотоэффект. Кроме того, в определенных условиях фотоэффект может вызывать взаимное разнополярное зарядение частиц дисперсной фазы [2]. Появление в ансамбле дальнедействующих электростатических сил притяжения между частицами инициирует процесс их сближения на расстояния, при которых они попадают в сферу действия короткодействующих Ван дел Ваальсовых сил. Такие электростатические взаимодействия в случае проводящих частиц возможны, но для их появления нужны следующие условия. Во-первых, это полидисперсность ансамбля частиц. В реальном ансамбле наночастиц неизбежно существует их разброс по размерам. Это влечет за собой зависимость от размера квантоворазмерных характеристик частиц, таких, например, как энергия Ферми (или химический потенциал), работа выхода, квантовый выход и при световом облучении такого ансамбля с единицы площади частицы меньших размеров эмитируется больше фотоэлектронов, чем с единичной площади большей частицы. Второе, межчастичная среда не должна препятствовать переносу фотоэлектронов с одной частицы на другую. При обмене электронами в такой системе может установиться равновесие, в результате которого частицы меньших размеров оказываются заряженными положительно, а частицы больших размеров - отрицательно, при этом система будет стремиться к выравниванию уровней Ферми. В этом состоит смысл эффекта взаимного зарядения разноразмерных частиц. Третье, межчастичная среда (в целом, электронейтральная) не должна содержать электрические заряды в такой концентрации, при которой они, адсорбируясь на поверхности частиц, могли бы создавать плотный двойной электрический слой и экранировать собственный заряд металлического ядра.

В настоящей работе на основе метода броуновской динамики [3,4] и реализации вышеперечисленных условий нами было обнаружено проявление фотостимулированного взаимного зарядения полидисперсного аэрозоля серебра и ускорение агрегации на два порядка, по сравнению со скоростью спонтанной агрегации.

Работа выполнена при поддержке грантов: РФФИ 05-03-32642, Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации НШ-6612.2006.3, РНП ВШ 2.1.1.1814, СО РАН 33.

[1] Burtcher H., Schmidt-Ott A. // Phys. Rev. Lett., 1982.- V.48 (25).- P.1734

[2] Нагаев Э.Л. // УФН, 1992.- Т.162 (9).- С.49

[3] Markel V.A., Pustovit V.N., Karpov S.V. et al // Phys. Rev. B., 2004.- V.70.-P. 054202

[4] Карпов С.В., Герасимов В.С., Исаев И.Л., Обущенко А.В. // Коллоид. журн., 2006.- Т.68 (4).- С. 484

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЩИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ САМООРГАНИЗАЦИИ ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМ В ПЕРИОДИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ МЕТОДОМ БРОУНОВСКОЙ ДИНАМИКИ

С.В.Карпов¹ В.С.Герасимов², И.Л.Исаев², А.С.Грачев²

¹*Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского Отделения РАН,
660036, Красноярск, Академгородок;*

²*Красноярский государственный технический университет,
660028, Красноярск, ул. Киренского 26; e-mail: karpov@iph.krasn.ru.*

В настоящей работе исследуются процессы структурной самоорганизации ансамблей наночастиц. Исследуются условия и закономерности их самоорганизации в 1D, 2D, 3D упорядоченные коллоидные структуры с заданными свойствами. Предлагаются оптимизированные методы получения бездефектных коллоидных кристаллов на основе точного учета суммарного потенциала межчастичного взаимодействия, характеристик дисперсионной среды и действия внешних факторов, таких как низкочастотные электрические поля, оптическое излучение, ультразвук и др.

Разработан метод исследования процессов структурной самоорганизации наночастиц, определения условий фазового перехода коллоидных кристаллов "порядок-беспорядок", и оптимизации получения разноразмерных сверхрешеток с заданными свойствами. В его основе лежит метод молекулярной (броуновской) динамики. На основе этого подхода разработана трехмерная континуальная модель генерации агрегатов сферических наночастиц, позволяющая воспроизвести естественные условия структурообразования в реальных золях. Это позволяет исследовать влияние различных факторов и их произвольных комбинаций на процесс образования агрегатов (как упорядоченных, так и неупорядоченных) и управления степенью упорядоченности. В модели учтен обмен между поступательными и вращательными степенями свободы агрегатов, субагрегатов отдельных частиц в процессе столкновений в жидкой окружающей среде при произвольном виде потенциала межчастичного взаимодействия, а также при заданной функции распределения частиц по размерам и толщине адсорбционного слоя. Межчастичные взаимодействия включают в себя электростатические, упругие, ван-дер-ваальсовы и диссипативные силы, учитывается влияние внешних полей.

Самоорганизация наночастиц - это наименее затратный и наиболее простой способ получения наноструктур с заданными свойствами, не требующий локального физического воздействия на систему [1,2]. Способ основан на изменении свойств и состава окружающей среды, что позволяет воздействовать на ряд критически важных параметров системы и управлять процессом коагуляции. Однако к числу нерешенных проблем следует отнести отсутствие полного понимания принципов самоорганизации ансамблей частиц (прежде всего в периодические структуры), влияния на этот процесс все совокупности физических факторов, проявляющихся на межфазной границе.

В настоящей работе теоретически и экспериментально исследовались условия образования сверхрешеток наночастиц, а также разрабатывались методы контроля и управления морфологией образующихся структур в золях металлов и получения наноструктур с заданными свойствами.

Работа выполнена при поддержке грантов: РФФИ 05-03-32642, Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации НШ-6612.2006.3, РНП ВШ 2.1.1.1814, СО РАН 33.

[1] И.Ф. Ефремов. Периодические коллоидные структуры. Л.: Химия, 1971.

[2] В.И. Ролдугин. // Успехи химии, 2004.- Т. 73, № 2.- С. 123.

ПРОИСХОЖДЕНИЕ АНОМАЛЬНОГО УСИЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ ВО ФРАКТАЛЬНЫХ АГРЕГАТАХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ

С.В.Карпов¹, В.С.Герасимов², И.Л.Исаев², А.С.Грачев²,
О.П.Подалова², В.В.Слабко²

¹*Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского Отделения РАН,
660036, Красноярск, Академгородок;*

²*Красноярский государственный технический университет,
660028, Красноярск, ул. Киренского 26
e-mail: karпов@iph.krasn.ru.*

Показано, что наиболее важной и универсальной характеристикой фрактальных агрегатов металлических наночастиц с плазмонным поглощением, лежащей в основе их уникальных электродинамических свойств, является локальная анизотропия окружения частиц в таких агрегатах [1]. Отмечается, что именно эта морфологическая особенность, а не фрактальное распределение частиц в агрегатах как таковое играет доминирующую роль в проявлении эффектов усиления локального поля. При этом фрактальные агрегаты обладают способностью усиливать локальные электромагнитные поля лишь по причине присущей им локальной анизотропии; макроскопические характеристики агрегатов не оказывают заметного влияния на их электродинамические взаимодействия с внешним полем. Введена количественная характеристика локальной анизотропии. Установлена статистическая взаимосвязь между фактором локальной анизотропии и фрактальной размерностью агрегатов D в диапазоне $1.6 < D < 2.8$. Обнаружена независимость локальной анизотропии от фрактальной размерности в широком диапазоне значений $1.6 < D < 2.5$, за исключением диапазона $D > 2.5$, соответствующего агрегатам с плотной упаковкой частиц, в котором фактор локальной анизотропии стремится к нулю. Обнаружена сильная корреляция в пространственном расположении в агрегатах частиц с максимальным значением локальной анизотропии окружения и напряженности локального электромагнитного поля на примере наноагрегатов серебра для видимого диапазона спектра; обнаружена поляризационная зависимость этой корреляции. Обращается внимание на возможность использования характеристик локальной анизотропии для разработки оптических методов определения степени дефектности коллоидных кристаллов.

Обсуждаются экспериментальные результаты, свидетельствующие в пользу взаимообусловленности электродинамических характеристик фрактальных агрегатов связанных наночастиц и локального окружения частиц в агрегатах. Предложен и реализован один из возможных способов управления локальной структурой неупорядоченных агрегатов наночастиц серебра, помещенных в полимерную матрицу, путем значительного уменьшения ее объема [2]. Предложен и обоснован не прямой метод регистрации процесса изменения локальной структуры с помощью спектров плазмонного поглощения. Исследуется локальная анизотропия окружения частиц рыхлых агрегатов в процессе их сжатия. Обсуждаются различия спектров поглощения наноагрегатов серебра в гидрозолях с разной концентрацией водорастворимого полимера в дисперсионной среде, определяющей свойства локальной структуры агрегатов при формировании в них фрагментов с квазиупорядоченным расположением частиц и при отсутствии таких фрагментов.

Работа выполнена при поддержке грантов: РФФИ 05-03-32642, Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации НШ-6612.2006.3, РНП ВШ 2.1.1.1814, СО РАН 33.

[1] Karpov S.V., Gerasimov V.S., Isaev I.L., Markel V.A. // Phys. Rev. B. 2005.- V. 72.- P. 205425

[2] Karpov S.V., Gerasimov V.S., Isaev I.L., Markel V.A. // J. Chem. Phys. 2006.- V.125.- P.111101

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ И ПОЛЗУЧЕСТИ

О.А.Кашин, Е.Ф.Дударев, Ю.Р.Колобов, Г.П.Почивалова, Г.П.Бакач,
Н.В.Гирсова

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск.
Обособленное структурное подразделение «Сибирский физико-технический
институт» Томского госуниверситета, Томск
e-mail: okashin@ispms.tsc.ru*

Эффективным способом улучшения упругопластических свойств металлических материалов является диспергирование их зеренной структуры до ультрамелкозернистой (до нано- или субмикроструктурной). В процессе эксплуатации они аналогично крупно- и мелкозернистым материалам в подавляющем большинстве случаев могут эксплуатироваться только при напряжениях ниже предела текучести. Однако даже при таких напряжениях деформация не является чисто упругой, поэтому очевидна необходимость изучения закономерностей и механизмов микропластической деформации при разных способах нагружения ультрамелкозернистых материалов.

В настоящей работе на титане технической чистоты получены закономерности накопления микропластической деформации при квазистатическом и циклическом нагружении и ползучести при комнатной температуре в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях. Установлено, что при переходе от крупнозернистой (средний размер зерен $d > 10$ мкм) к субмикроструктурной структуре (средний размер зерен 300 нм) закономерности накопления микропластической деформации при этих способах нагружения не изменяются. Однако в результате диспергирования зеренной структуры сильно увеличивается напряжение перехода от первой ко второй стадии, коэффициент упрочнения и напряжение течения на второй стадии.

При циклическом нагружении при переходе от крупнозернистой к субмикроструктурной структуре возрастает сопротивление микропластической деформации и увеличивается предел выносливости.

При напряжениях ниже предела текучести ползучесть у титана в крупнозернистом и субмикроструктурном состояниях развивается в две стадии; наблюдаются стадия неустановившейся ползучести с уменьшающейся скоростью накопления микропластической деформации и стадия установившейся ползучести. При напряжениях, соответствующих первой стадии микродеформации при квазистатическом нагружении, величина накапливаемой при ползучести микропластической деформации небольшая и возрастает по линейному закону с ростом приложенного напряжения; на второй стадии микродеформации наблюдается резкое увеличение степени пластической деформации, накапливаемой при ползучести, с ростом приложенного напряжения. Однако при субмикроструктурной структуре величина накапливаемой при ползучести микропластической деформации значительно меньше, чем при крупнозернистой структуре.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИИ

И.В.Киреева, Ю.И.Чумляков, И.Караман¹

Сибирский физико-технический институт, Томск

e-mail: kireeva@tsu.ru

¹*Техасский университет, Колледж-Стейшен, США*

На монокристаллах стали Гадфильда, ориентированных для сдвига по системе скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$ и по системе двойникования $\{111\}\langle 112\rangle$ методами электронной микроскопии, дифракции отраженных электронов (EBSD) и рентгеноструктурного анализа исследовано образование полос локализованной деформации после одного прохода при равноканальном угловом (РКУ) прессовании при $T=300$ К. Угол поворота при РКУ прессовании $\alpha=90^\circ$, а сдвиговая деформация $\sim 120\%$. При РКУ прессовании возникает сложнапряженное состояние: при входе в зону сдвига действуют сжимающие напряжения, в области сдвига – сдвиговые напряжения и при выходе из зоны сдвига – растягивающие напряжения. Исследования механизмов деформации проведены по трем сечениям: на плоскости течения F , продольной плоскости L и плоскости сдвига S . Установлено, что после РКУ прессования в монокристаллах стали Гадфильда двойникование развивается в двух системах и наблюдаются полосы локализованной деформации трех типов: микрополосы с разориентацией относительно матрицы на угол до 1° с габитусом $\{111\}$, макрополосы с углом разориентации $5-10^\circ$ относительно матрицы с габитусом вблизи $\{111\}$ и полосы сброса с плоскостью габитуса вблизи $\{110\}$ и углом разориентации с матрицей $35-55^\circ$. Тонкая структура полос при РКУ прессовании оказывается различной: макрополосы содержат внутри двойники, а полосы сброса и микрополосы дислокации. Интенсивность развития полос локализованной деформации определяется ориентацией кристалла и в кристаллах для сдвига по системе двойникования $\{111\}\langle 112\rangle$ она меньше, чем для кристаллов по системе скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$.

Для понимания развития механизмов деформации при РКУ прессовании монокристаллов стали Гадфильда были смоделированы эксперименты на $[\bar{1}11]$ -кристаллах стали Гадфильда при одноосной деформации растяжением/сжатием. Установлено, что в $[\bar{1}11]$ -кристаллах при сжатии с самого начала деформации образуются макрополосы деформации. Рентгеновские исследования показывают, что плоскость габитуса этих полос, отклонена от плотноупакованных плоскостей $\{111\}$ на $6-8^\circ$ и оказывается близкой к плоскости $\{557\}$, угол разориентации с плоскостью скольжения матрицы составляет $8-10^\circ$. Следовательно, полосы носят некристаллографический характер, и являются макрополосами локализованного сдвига. Внутри таких полос развивается механическое двойникование. Других типов полос не обнаружено. При одноосном растяжении $[\bar{1}11]$ - кристаллов развивается только двойникование в двух системах. На основе развития механизмов деформации при одноосном растяжении/сжатии $[\bar{1}11]$ -кристаллов стали Гадфильда можно предположить, что при входе в зону сдвига развиваются макрополосы деформации с двойниками внутри, при выходе – полосы сброса.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 06-08-00151а

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИФФУЗИОННО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ
ПРИ НАНЕСЕНИИ И ИССЛЕДОВАНИИ СВОЙСТВ
БИОСОВМЕСТИМЫХ КальЦИОФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ**

А.Г.Князева, Н.Н.Назаренко, Ю.П.Шаркеев

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический 2/1, 634021, г. Томск, Россия
e-mail: sp@ms.tsc.ru, anna@ms.tsc.ru*

Фазовый состав Са - Р покрытий на металлических имплантатах должен быть аналогичен минеральному составу костной ткани, что обеспечивается специальными приемами нанесения таких покрытий и их химическим составом. Большая роль в этой области принадлежит математическому моделированию, позволяющему объяснять и прогнозировать многие явления.

В данной работе предложены и исследованы:

- 1) Модель диффузионного взаимодействия системы “имплантат + многослойное покрытие” с физиологическим раствором (в одномерном приближении без учета образования химических соединений, выделения новых фаз и без учета внутренних напряжений), качественно отражающая экспериментально наблюдаемые закономерности. На основе этой модели предложен способ экспериментального определения диффузионных коэффициентов.
- 2) Модель диффузионно-химических процессов в электролитической ванне при нанесении кальций – фосфатных покрытий микродуговым методом. В модели учитываются диффузия в жидкой и твердых фазах (взвешенных частицах и титановом образце, на который наносится покрытие); основные химические превращения в частицах и в жидком растворе. Разработан алгоритм численного решения задачи, учитывающий различие характерных масштабов диффузии в различных фазах. Обсуждаются механизм разложения природного фосфата под действием электрического поля и кинетика роста покрытия.

**ДИФфуЗИОННОЕ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ
В ПРОЦЕССЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГА
МАТЕРИАЛА С ДВУХСЛОЙНЫМ ПОКРЫТИЕМ
С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДИФфуЗИЮ**

А.Г.Князева, А.В.Тян

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический 2/1, 634021, г. Томск, Россия
e-mail: anna@ms.tsc.ru*

При нанесении покрытий возникает проблема получения соединения между различными материалами с постепенным изменением свойств от основы к покрытию (формированием градиентной диффузионной зоны). На практике большое распространение получили многослойные покрытия. Для получения переходной зоны и обеспечения хорошего соединения с основой образцы с предварительно нанесенными покрытиями подвергают изотермическому отжигу. При достаточно высоких температурах, в твердых веществах существенно ускоряется диффузия элементов, способствуя формированию соединений с нужными свойствами. При этом диффузия сопровождается появлением так называемых концентрационных напряжений и деформаций, которые, в свою очередь, оказывают влияние на диффузию.

В работе предложена и исследована численно модель изотермического отжига материала с двухслойным покрытием. Учитывается эволюция полей напряжений и деформаций в процессе отжига и влияние механических процессов на массоперенос. Подробный параметрический анализ модели показал, что величина и распределение напряжений, распределение концентраций и ширина диффузионных зон зависят от всех параметров, входящих в модель, а также от времени отжига. Ширина диффузионных зон может меняться в широких пределах, превышая значения, следующие из традиционных оценок, на порядок.

Показано, что напряжения в диффузионной зоне могут достигать величин, сравнимых с пределом прочности веществ, что необходимо учитывать при использовании легирующих элементов в покрытиях. Выявлено, что учет влияния напряжений имеет принципиальное значение и позволяет объяснить существенное увеличение ширины диффузионной зоны, не следующее из классических представлений

О ПРЕДЕЛЬНОМ МИНИМАЛЬНОМ РАЗМЕРЕ ЗЕРЕН, ФОРМИРУЮЩЕМСЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

А.В.Корзников, А.Н.Тюменцев¹, И.А.Дитенберг¹

Институт проблем сверхпластичности РАН, Уфа, Россия,

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

В последние годы накоплен большой экспериментальный материал по формированию субмикро- и нанокристаллических структур после интенсивной пластической деформации (ИПД) широкого класса металлов и сплавов, в том числе сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, композитов и интерметаллидных соединений с различным типом связи. Показано, что при достижении некоторой критической степени деформации наступает стадия, когда достигается предельный размер зерен (d_{\min}), т.е. дальнейшее увеличение ϵ не приводит к уменьшению d .

В работе проведено обобщение экспериментальных данных по получению предельного минимального размера зерен в металлических материалах, полученных методом сдвига под давлением на наковальнях Бриджмена, и анализ наиболее важных факторов, определяющих значение этой величины.

Показано, что в результате деформации сдвигом под давлением относительно пластичных и малопрочняемых металлов и сплавов формируется структура с размером зерен 100-200 нм. В то же время существует круг материалов, в которых размер зерен, формирующихся при ИПД, составляет 10-20 нм. К этим материалам относятся сплавы металл-металлоид, интерметаллидные соединения и сплавы с взаимно нерастворимыми элементами с положительной энтальпией смешения.

Анализ зависимости d_{\min} от температуры плавления ($T_{\text{пл}}$) для чистых металлов показал, что с увеличением $T_{\text{пл}}$ значения d_{\min} уменьшаются, причем наиболее резко d_{\min} снижается в интервале $T_{\text{пл}} < 2000^{\circ}\text{C}$ (при переходе от цветных металлов к переходным). В тугоплавких металлах при $T_{\text{пл}} > 2000^{\circ}\text{C}$ зависимость $d_{\min} - T_{\text{пл}}$ более слабая.

На логарифмической зависимости d_{\min} от твердости, нормированной на модуль сдвига ($d_{\min} - \text{Hv}/G$), значения d_{\min} примерно ложатся на одну прямую. Анализ этой зависимости показывает, что все материалы можно разделить на 2 группы: 1 - $\text{Hv}/G < 0,1$ - металлы и сплавы с металлической связью; 2 - $\text{Hv}/G > 0,1$ - сплавы металл-металлоид, интерметаллидные соединения, и сплавы с взаимно нерастворимыми элементами.

Предполагается, что основным фактором, определяющим значение d_{\min} является способность материала к дислокационной и диффузионной релаксации формирующихся при ИПД высокодефектных структурных состояний и высоких локальных внутренних напряжений, которая определяет пространственные масштабы этих напряжений и кинетические условия их релаксации. Уменьшение размеров зерен и субзерен при снижении гомологической температуры деформации и повышении напряжения дислокационного сдвига является при этом следствием увеличения (в условиях снижения дислокационной и диффузионной активности) градиентов (моментов) локальных напряжений и уменьшения характерных размеров микрообъемов градиентных дисклинационных субструктур, способных быть зародышами дискретных границ разориентации и определяющих размеры субмикро- или нанозерен и субзерен.

ТРАНСФОРМАЦИЯ СПЕКТРА ПОВЕРХНОСТНЫХ ПОЛЯРИТОНОВ ТОНКОСЛОЙНОЙ МАГНИТНОЙ СВЕРХРЕШЕТКИ ВО ВНЕШНЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

Д.В.Кулагин, А.С.Савченко, С.В.Тарасенко

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
e-mail: savch@mail.fti.ac.donetsk.ua

Одной из важных особенностей распространения и локализации TM - и TE -поляритонов в одномерной магнитной сверхрешетке является возможность целенаправленного и существенного влияния на электродинамические свойства такой композитной среды с помощью внешнего магнитного поля [1]. Что же касается возможности перестройки спектра поверхностных поляритонов в магнитной сверхрешетке под действием постоянного внешнего электрического поля E , то до сих пор такая задача не рассматривалась. Вместе с тем, хорошо известно, что квадратичное магнитооптическое взаимодействие, существующее в магнетике произвольной симметрии, может оказывать существенное влияние на распространение электромагнитной волны уже в коллинеарной фазе легкоосного антиферромагнетика (АФМ) [2, 3].

В данной работе, с учетом квадратичного магнитооптического взаимодействия проанализирован характер перестройки спектра поверхностных магнитных поляритонов полуограниченной магнитной сверхрешетки, которая состоит из чередующихся ультратонких слоев легкоосного АФМ и немагнитного диэлектрика и находится в постоянном внешнем электрическом поле, коллинеарном оси сверхрешетки и легкой магнитной оси АФМ. В результате проведенного анализа, в частности показано, что

1) на границе раздела "сверхрешетка - идеальный металл" возможно формирование поверхностных магнитных TM - поляритонов. Условия существования этого типа волны зависят от величины и знака проекции E на направление нормали n к границе раздела. Спектр указанной поверхностной поляритонной волны не имеет коротковолновой точки окончания;

2) на границе раздела "магнитная сверхрешетка – немагнитный диэлектрик" имеет место формирование поверхностных магнитных поляритонов не только TE -, но и TM - типа. Спектр обоих типов поверхностных поляритонов обладает коротковолновой точкой окончания, а условия локализации так же существенно зависят как от относительной толщины слоев сверхрешетки, так и от ориентации векторов E и n ;

3) в случае наличия в тонкослойной магнитной сверхрешетке, «дефектного диэлектрического слоя», в последнем имеет место формирование щелевых магнитных поляритонов TE и TM типа. При этом число ветвей в спектре таких волн при заданных внешних параметрах (частоте и волновом числе) оказывается существенно зависящим от толщины дефектного слоя и может изменяться от двух до нуля.

[1] Abraha K, Tilley D.R.// Surf.Sci.Rep, 1996.- V. 24. № 3.- P. 125.

[2] Боровик - Романов А.С., Крейнс Н.М., Панков А.А., Талалаев М.А. // ЖЭТФ., 1973.- Т. 64. № 5. -С.1762.

[3] Савченко А.С., Тарасенко С.В.// Опт. и спектр., 2005.- Т. 98. №3.- С.431

ПАРАМЕТРЫ РАЗМОЛА И РАЗМЕР ЧАСТИЦ НАНОПОРОШКОВ

А.С.Курлов, А.И.Гусев

Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург

e-mail: kurlov@ihim.uran.ru

Механический размол - один из эффективных и производительных способов получения нанокристаллических порошков. При размолу наряду с уменьшением размера частиц, т. е. измельчением, в частицы вносятся микронапряжения. В этой работе предложена модель размола, связывающая размер частиц полученного порошка с характеристиками исходного порошка и параметрами размола.

Анализ движения мелющих шаров в планетарной шаровой мельнице показал, что при одинаковых условиях энергия размола $E_{\text{разм}}(t) = \kappa\omega^3 t$, т. е. пропорциональна кубу угловой скорости вращения, ω^3 , и длительности размола t (κ – постоянный параметр, характерный для данной мельницы с конкретными размерами, числом мелющих шаров и массой каждого шара).

Пусть в результате размола из одной частицы исходного порошка размером $D_{\text{ч.ср}}$ образуется n меньших частиц со средним линейным размером D , объемом одной частицы $f_v D^3$ и площадью поверхности одной частицы $f_s D^2$. Энергия размола расходуется на разрыв межатомных связей в кристалле и на создание дополнительной поверхности, возникающей при раскалывании частиц, т. е.

$$E_{\text{разм}}(t) = [M / \rho_{\text{пл}} f_v D_{\text{ч.ср}}^3] (E_{\text{разр}} + E_{\text{пов}}), \quad (1)$$

где $E_{\text{разр}}$ – энергия, расходуемая на разрыв межатомных связей в одной частице исходного порошка, $E_{\text{пов}}$ – энергия, расходуемая на создание дополнительной поверхности при измельчении одной частицы исходного порошка, $M / (\rho_{\text{пл}} f_v D_{\text{ч.ср}}^3)$ – число частиц исходного порошка, M и $\rho_{\text{пл}}$ – масса и плотность размалываемого вещества, $f_v D_{\text{ч.ср}}^3$ – объем одной частицы исходного порошка. Если площадь грани элементарной ячейки рассматриваемого кристалла равна s и через каждую грань элементарной ячейки проходит q межатомных связей с энергией u , то энергия, затраченная на разрыв связей при измельчении одной частицы исходного порошка, равна

$$E_{\text{разр}} = q u f_s D_{\text{ч.ср}}^3 / D s. \quad (2)$$

Энергия $E_{\text{пов}}$, идущая на создание дополнительной поверхности, имеет вид:

$$E_{\text{пов}} = (\sqrt{3} c \beta f_s / 12 \pi) [G b D_{\text{ч.ср}}^3 \ln(D_{\text{ч.ср}} / 2b) / (1 - \nu)] (\varepsilon / D). \quad (3)$$

где c и β – постоянные, G и ν – модуль сдвига и коэффициент Пуассона вещества, b – вектор Бюргера дислокаций, ε – величина микронапряжений. Для конкретного порошка в формулах (1)-(3) величины $\rho_{\text{пл}}$, f_s , f_v , q , u , c , β , G , ν , b , s фиксированы и после подстановки (2) и (3) в (1) полученное выражение можно представить как

$$E_{\text{разм}}(t) = M [A + B \ln(D_{\text{ч.ср}} / 2b) \varepsilon] / D, \quad (4)$$

где A , B – постоянные, характерные для данного вещества. Учитывая, что $E_{\text{разм}}(t) = \kappa\omega^3 t$, из (4) найдем зависимость размера D частиц от продолжительности размола:

$$D(t) = M [A + B \ln(D_{\text{ч.ср}} / 2b) \varepsilon(t)] / (\kappa\omega^3 t). \quad (5)$$

Из выражения (5) следует, что при прочих равных условиях размер D частиц после размола тем меньше, чем больше угловая скорость вращения ω и продолжительность размола t , меньше масса M размалываемого порошка и меньше размер $D_{\text{ч.ср}}$ частиц исходного порошка.

Работа поддержана проектами РФФИ № 06-03-32047а и 07-03-96066а.

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ПАРАМЕТРОВ ЭФФЕКТА БАРКГАУЗЕНА АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ОТЖИГОВ

А.Г.Лаврентьев, Н.И.Носкова, А.П.Потапов, Г.С.Корзунин, В.В.Шулика

Екатеринбург, Россия

e-mail: noskova@imp.uran.ru

Изучено структурное состояние аморфных сплавов $\text{Fe}_5\text{Co}_{70}\text{Si}_{15}\text{B}_{10}$ ($T_c=380$, $T_{кр.}=480^\circ\text{C}$), $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{20}\text{Si}_5\text{B}_{15}$ ($T_c=460$, $T_{кр.}=540^\circ\text{C}$), $\text{Co}_{81,5}\text{Mo}_{9,5}\text{Zr}_9$ ($T_c=460$, $T_{кр.}=540^\circ\text{C}$), $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ ($T_c=570$, $T_{кр.}=540^\circ\text{C}$), $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1,5}\text{Mo}_{1,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ ($T_c=570$, $T_{кр.}=540^\circ\text{C}$), $\text{Fe}_{69}\text{Co}_{4,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1,5}\text{Mo}_{1,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ ($T_c=470$, $T_{кр.}=450^\circ\text{C}$) после нанокристаллизации в различных температурно-временных условиях. Особенности структуры аморфно-нанокристаллических сплавов после термомагнитной обработки характеризовали наличием внутренних упругих искажений, возникновением предвыделений в виде концентрационного расслоения аморфной матрицы, размером и химическим составом наноразмерных фаз. Все структурное исследование сделано методом просвечивающей электронной микроскопии в режиме высокого разрешения. Были использованы следующие режимы обработки:

- закалка из расплава на вращающийся медный диск с последующим отжигом при $350\text{-}400^\circ\text{C}$ в течение часа для снятия закалочных напряжений;

- закалка из расплава с последующим отжигом для снятия внутренних упругих напряжений затем нано кристаллизационный отжиг при температуре 520°C в течение 30 минут;

- закалка из расплава, отжиг для снятия внутренних упругих напряжений, затем нано кристаллизационный отжиг в переменном магнитном поле высокой частоты (80 кГц). Нагрев образца до температуры 520°C , выдержка при этой температуре (30 минут) и охлаждение до комнатных температур (со скоростью охлаждения 200°C в час) – всю обработку проводили в магнитном поле, напряженность которого составляла 10-20 Нс;

- часть образцов закачивалась в воде от температуры Кюри. При этом скорость охлаждения была 5000°C в минуту;

- закалка из расплава. отжиг $350\text{-}400^\circ\text{C}$ в течение часа, нано кристаллизационный отжиг (520°C - 30 минут) в постоянном магнитном поле.

Параметры структуры после всех обработок сопоставлялись с магнитными характеристиками исследованных сплавов.

Установлена связь особенностей тонкой структуры исследованных аморфно-нанокристаллических сплавов с величиной поля смещения петли гистерезиса и информативными параметрами эффекта Баркгаузена. Впервые показано, что параметры эффекта Баркгаузена коррелируют с особенностями тонкой структуры аморфно-нанокристаллических магнитомягких сплавов.

Рекомендованы методы, предотвращающие смещение петли гистерезиса и значительно улучшающие магнитные свойства аморфно-нанокристаллических магнитомягких материалов, в частности, комплексная термомагнитная обработка. Обнаружено влияние постоянного магнитного поля при термомагнитной обработке на процессы структурообразования на начальных стадиях нанокристаллизации аморфных сплавов. Развита физическая картина о механизме возникновения смещенных петель гистерезиса в аморфных сплавах.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 04-02-17674

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ξ -ПОТЕНЦИАЛА ФИЛЬТРОВАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОВОЛОКОН ОКСИГИДРОКСИДА АЛЮМИНИЯ

М.И.Лернер, А.С.Ложкомоев¹, Г.Г.Савельев¹, Н.В.Сваровская

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
¹Томский политехнический университет,
e-mail: alekc@sibmail.com*

Микробиологическая очистка воды приобретает в последнее время большое значение в связи с ухудшением экологической обстановки. Поэтому актуальной является разработка фильтровальных материалов высокой производительности, позволяющих стерилизовать воду без применения дезинфицирующих химических средств. Этого удастся достичь применением электроположительных фильтровальных материалов. Принцип действия таких материалов основан на электрокинетическом удерживании бактерий и вирусов, большинство из которых имеют в воде отрицательный заряд.

В данной работе представлены результаты определения ξ -потенциала различных фильтрующих материалов на основе нановолокон оксигидроксида алюминия, полученных гидролизом электровзрывного нанопорошка алюминия.

Исследовали 3 материала:

- 1) нановолокна оксигидроксида алюминия в виде слоя порошка, помещенного между двумя мембранами с размером пор 0,23 мкм;
- 2) фильтровальный материал из стеклянных микроволокон, поверхность которых покрыта нановолокнами оксигидроксида алюминия.
- 3) фильтровальный материал из полимерных микроволокон, поверхность которых покрыта нановолокнами оксигидроксида алюминия

ξ -потенциал рассчитывали по уравнению Гельмгольца-Смолуховского:

$$\zeta = 4\pi\delta\eta\varphi/\varepsilon\Delta p,$$

где ε – диэлектрическая проницаемость воды, Δp – перепад давления, δ – удельная электропроводность, η – вязкость воды, φ – потенциал течения.

Потенциал течения измеряли с помощью милливольтметра в проточной ячейке с серебряными электродами и помещенным между ними образцом фильтрующего материала при фильтровании дистиллированной воды и растворов NaCl различной концентрации.

Было установлено, все три исследованных материала обладают значительным электроположительным зарядом.

Прикрепление нановолокон оксигидроксида алюминия к поверхности как стеклянных, так и полимерных микроволокон, практически не снижает их положительный потенциал по сравнению с порошком, состоящим из агломерированных нановолокон.

Величина электроположительного потенциала фильтровальных материалов как на стеклянной, так и на полимерной основе, при фильтровании дистиллированной воды после установления равновесия составляет 120 - 150 мВ.

Полученные данные коррелируют с данными по адсорбции разработанными фильтровальными материалами электроотрицательных частиц, в том числе бактерий и вирусов.

РАЗМЕРНАЯ ГРАНИЦА МЕЖДУ НАНОСОСТОЯНИЕМ И ОБЪЕМНОЙ ФАЗОЙ

В.А.Лиопо

*Беларусь, г.Гродно, ул. Ожешко, 22,
Гродненский государственный университет,
инженерно-физический факультет
e-mail: liopo@grsu.by*

Размерная граница между наносоостоянием и объемной фазой (L_0) по неизвестной причине принята равной 100 нм, что совершенно ничем не обосновано и противоречит многочисленным экспериментальным данным, которые показывают, что на физические свойства размер частиц (r) не оказывает влияние уже при $r > 30$ нм. Величина $L_0 = 100$ нм принята для всех веществ, независимо от их состава и свойств. По физическому смыслу, величина L_0 должна разграничивать характер протекания процессов: при $r > L_0$ размер образца можно не учитывать, при $r < L_0$ параметры физических свойств зависят от r . В квантовой физике известна величина с аналогичным смыслом, это – дебаевская температура (θ_D). При $T > \theta_D$ для твердого тела применима классическая, а при $T < \theta_D$ – квантовая теория. Дебаевская энергия $E_D = k\theta_D = 0.5mP^2 = 1.5m|P_x|^2$, где k – постоянна Больцмана, m – масса электрона, P – его импульс, $P_x = P_y = P_z$ координатные компоненты импульса. Изменение механизма протекания физических процессов, когда размер частицы начинает оказывать влияние на численные значения параметров, описывающих свойства вещества (L_0), получим из соотношения неопределенности $PL_0 = h$ (h – постоянна Планка):

$$L_0 = \frac{\sqrt{1,5}h}{\sqrt{km}} \theta_D^{-1/2} = 230 \left(\theta_D^{-1/2} \right) [\text{нм}]$$

Приведенную формулу можно получить на основе представлений о состоянии электрона в поле периодического потенциала. В соответствии с теоремой Блоха волновая функция электрона включает в качестве множителя функцию $U = \exp iknt$, где $k = (2mE)^{1/2}(\eta)^{-1}$, t – период одномерной решетки периодического потенциала, n – целое число. (Рассматривается состояние электрона в «яме» периодического потенциала). Отсюда максимальное значение энергии (E_m) в функции U соответствует максимальному значению показателю экспоненты, то есть $k\eta t = 2\pi$, отсюда для одномерного случая $E_m^{(1)} = \eta^2 (2mL_n^2)^{-1}$, где L_n – одномерный участок периодического потенциала, влияющий на электрон в ячейке $n=1$ ($L_n = nt$). При переходе к трехмерному потенциалу максимально объемная энергия $E_m^{(3)} = E_m^{(V)} = 3E_m^{(1)}$. Положив $E_m^{(V)} = k\theta_D$, получим формулу, приведенную выше. Сравнение рассчитанных по этой формуле значений L_0 с экспериментальными литературными данными показали их полное соответствие.

ТОЧЕЧНЫЕ ГРУППЫ СИММЕТРИИ НАНОЧАСТИЦ

В.А.Лиопо, А.В.Сабуць

*Беларусь, г.Гродно, ул. Ожешко, 22,
Гродненский государственный университет,
инженерно-физический факультет
e-mail: sabutz@mail.grsu.grodno.by*

В конце прошлого века были открыты новые типы веществ и среди них: квазикристаллы (КК), фуллерены (Ф) и нанокристаллы (НК) (наночастицы (НЧ)). Все эти объекты имеют размеры в нанодиапазоне и имеют достаточно высокую, по сравнению с объемной формой, удельную поверхность.

КК и Ф характеризуются некристаллографической симметрией в расположении атомов, что выражено в наличии осей 5 и 10. В НЧ поверхностные силы способствуют возникновению в них плотных, или даже плотнейших, атомно-молекулярных упаковок. Следовательно, точечная симметрия формы наночастиц зависит и от их состава, и от способа их создания: диспергированием объемных объектов, либо ростом вокруг отдельных атомов (молекул).

Для исследований симметрии нанообъектов нами был разработан и реализован в компьютерной программе алгоритм построения координационных сфер произвольного порядка для кубических решеток (примитивных ОЦК, ГЦК) и ГПУ. Программа предусматривает расчет числа атомов в координационных полиэдрах, их радиусы, число ребер, граней. Имеется возможность разворота этих полиэдров на экране монитора. Анализ координационных сфер до сотого порядка показал, что габитус наночастиц даже в условиях моноатомных решеточных структур может иметь некристаллографические элементы симметрии (оси 5).

Известно, что в гиперкубических решетках с размерностью $D > 3$ появляются оси 5,10, то есть, например, квазикристаллы можно рассматривать как трехмерные сечения (проекции) этих высокоразмерных кубических решеток. Их двухмерные сечения (проекции) могут образовывать сетки Пенроуза.

Полиэдры с некристаллографической симметрией их граней можно получить при переходе к обобщенным регулярным решеткам (ОРР) с периодами $a + b\tau$, где a/b – целое число, τ – золотое отношение. Для двухмерного случая ОРР и есть сетки Пенроуза. В трехмерном евклидовом пространстве при соответствующем выборе матриц Грама создаются координационные полиэдры с точечной группой, например, $m5m(120)$ с подгруппами $532(60)$, $10m2(20)$, $5m(10)$, $52(10)$, $10(10)$ и $5(5)$. В скобках указаны порядки групп. Эти точечные группы не являются кристаллографическими и свойственны как КК, так и Ф. На координационных сферах этих частиц, как и наночастиц в самом общем смысле, расположено определенное (магическое) число атомов. Это соответствует их наиболее устойчивому состоянию. Следовательно, для создания активных центров на поверхности наночастиц необходимы такие технологические процедуры, которые должны способствовать появлению вакансий на внешних координационных сферах. Выполненные исследования позволяют утверждать, что квазикристаллы, фуллерены, фуллереноподобные системы, нанокристаллы – это не различные типы веществ, а лишь примеры единого вещества, называемого наночастицами, которые расположены в размерной нише между изолированными молекулами (атомами) и объемным веществом, свойства которого проявляются уже в микронных частицах.

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

И.Ю.Литовченко, Н.В.Шевченко, А.Н.Тюменцев, Е.П.Найден¹, А.В.Корзников²

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

¹*ФГНУ Сибирский физико-технический институт при ТГУ, Томск, Россия*

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

Методом просвечивающей электронной микроскопии исследована дефектная субструктура аустенитных сталей разного класса после кручения под давлением в наковальнях Бриджмена и глубоких степеней деформации прокаткой при комнатной температуре. Показано, что при величинах истинной логарифмической деформации $\epsilon > 3$ в образцах формируется фрагментированная структура с размерами фрагментов субмикроструктурного и нанокристаллического масштаба. С использованием специальных методик темнопольного анализа разориентировок показано, что в исследованной структуре наблюдаются высокие значения компонент тензора кривизны кристаллической решетки, что свидетельствует о наличии высоких локальных внутренних напряжений. Электронно-микроскопическими методами обнаружено формирование α и ϵ деформационного мартенсита нанокристаллического масштаба.

Методом измерения удельной намагниченности в зависимости от напряженности магнитного поля исследована зависимость содержания магнитной α - фазы в стали 02X17H14M2 в зависимости от степени деформации прокаткой. Показано, что при увеличении степени деформации содержание α - фазы возрастает. Образование этой фазы коррелирует с формированием полос локализации деформации с высокоугловыми ($\theta \approx 60^\circ \langle 110 \rangle$) разориентировками. Развиваются представления, согласно которым, формирование полос локализации и двойников деформации в аустенитных сталях происходит с участием механизма локальных обратимых (ГЦК→ОЦК→ГЦК) превращений мартенситного типа в полях высоких локальных напряжений.

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы формирования субмикро- и нанокристаллических структурных состояний в условиях интенсивной пластической деформации. Установлено, что формирование фрагментированной структуры происходит с участием двойников деформации и полос локализации деформации с высокоугловыми разориентировками.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования РФ и CRDF в рамках программы BRNE (проект № 016-02), гранта президента РФ МК-7459.2006.8, гранта РФФИ № 06-02-16312-а.

МАШИННАЯ ГРАФИКА С РАСЧЕТОМ МАТЕРИАЛЬНОГО БАЛАНСА ДЛЯ СИСТЕМ С ОДНИМ РАЗРЫВОМ РАСТВОРИМОСТИ

В.И.Луцкык, А.Э.Зеленая, А.М.Зырянов

Отдел физических проблем при Президиуме БНЦ СО РАН
e-mail: vluts@ofpsrv.bsc.buryatia.ru

Фазовые диаграммы являются одним из основных инструментов разработчика новых материалов. Этот инструмент станет намного эффективнее, если компьютерные технологии откроют доступ скрытая в диаграмме информации о материальном балансе фаз, их микроструктурных составляющих и конгломератах микроструктурных элементов (эвтектик). Такие технологии позволяют анализировать динамику материального баланса в трехфазной области при смене эвтектического типа реакции на перитектическую (рис.) в процессе конструирования наноструктур. Базируются они на идее аппроксимации поверхностей кинематическим способом [1].

В процессе кристаллизации состав G (а, б) пересекает при 509° (точка q) поверхность ликвидуса (в), при 497° (точка a) – верхнюю границу трехфазной области (д), а при 454° (точка b) – ее нижнюю границу (г). В интервале температур 497 - 454° знак приращения массы одной из твердых фаз меняется на противоположный (з).

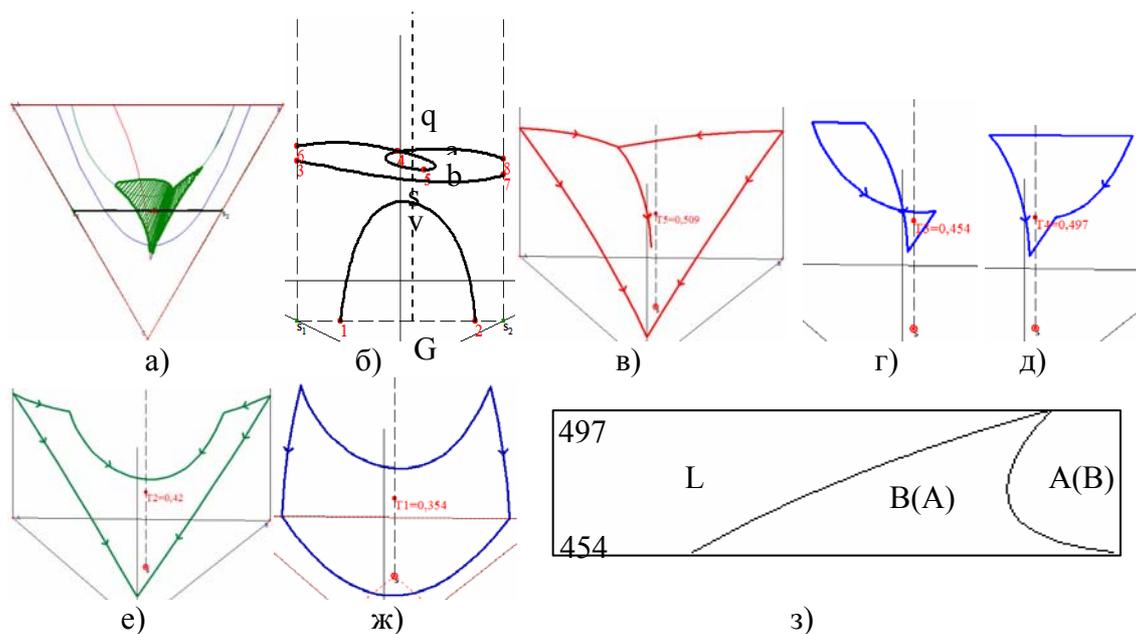


Рис. Смена знака приращения массы фазы $A(B)$ при прохождении трехфазной области: а) поверхности двухфазной реакции; б) разрез s_1s_2 ; в) ликвидус; г) и д) – линейчатые поверхности; е) солидус; ж) сольвус; з) материальный баланс в трехфазной области

Работа выполнена при поддержке гранта 05-08-17997-а РФФИ и Лаврентьевского проекта № 68 СО РАН.

[1] V.Lutsyk, A.Zyryanov. Microstructures design in the ternary systems with the only solubility gap //Materials Research Society Symposium Proceedings. 2004.- V. 804.- P. 349-354.

ФЕНОМЕНОЛОГИЯ И ПРИРОДА РАЗРУШЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

М.В.Маркушев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН

e-mail: mymark@imsp.da.ru

Рассмотрены особенности разрушения при комнатной температуре алюминиевых сплавов 1560 (Al 6.5Mg 0.6Mn) и 5083 (Al 4.4Mg 0.7Mn 0.15Cr) с субмикрокристаллической (СМК) фрагментированной и зеренной ($d \sim 0.4-0.5$ мкм) и микрокристаллической (МК) ($d \sim 5-8$ мкм) структурой, полученной, соответственно, интенсивной пластической деформацией (ИПД) угловым прессованием и последующим низко- и высокотемпературным отжигом.

Установлено, что вне зависимости от структурного состояния сплавов разрушение начинается с растрескивания грубых частиц избыточных фаз с последующим выходом трещин в матрицу. Причем этот процесс протекает с большей интенсивностью в СМК сплавах. Анализ причины обнаруженного пониженного сопротивления зарождению микротрещин сплавов с СМК структурой показал, что оно вызвано более ранней и более сильной локализацией пластической деформации с формированием грубых полос сдвига, проходящих через сотни зерен. При этом с развитием указанных полос в них отмечается и гомогенное зарождение трещин на границах зерен и тройных стыках. Условие же зарождения трещин в МК сплавах реализуется на более поздних стадиях (при больших степенях) пластической деформации в индивидуальных полосах скольжения, соизмеримых с размером их зерна.

Представлены результаты качественного анализа траектории развития трещины и количественной оценки площади ее поверхности, а также размера зоны пластической деформации (ЗПД) в вершине трещины при продвижении вглубь материала – основные факторы, характеризующие энергетические затраты при росте трещины. Установлено, что преобразование деформированной СМК структуры в МК при пост-ИПД отжигах приводит к изменению характера разрушения от преимущественно хрупкого к вязкому. При этом возрастает отклонение трещины от нормали к оси приложенных растягивающих напряжений, и увеличивается площадь свободной поверхности трещин. Обнаружено, что в материалах с СМК фрагментированной структурой размер ЗПД наименьший, а в МК наибольший. Сделан вывод о том, что основным фактором, определяющим работу распространения трещины, является размер пластически деформированной зоны в ее вершине: изменения этого параметра прямо пропорциональны изменениям трещиностойкости сплавов. Показано, что кроме трансформации зеренной структуры указанные отличия обусловлены также разницей в изменениях фазового состава сплавов при отжиге. Так, в отличие от 1560, формирование в сплаве 5083 СМК зеренной структуры сопровождалось растворением вторичных выделений β -фазы и пропорциональным увеличением размера ЗПД и сопротивления росту трещины, и достижением ими уровня, близкого, обнаруженному для сплава с МК структурой.

СОЗДАНИЕ ГРАДИЕНТНОГО СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ОБРАБОТКЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

Р.С.Михеев, Т.А.Чернышова, Л.И.Кобелева

Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН

e-mail: chern@ultra.imet.ac.ru, mikheev.roman@mail.ru

Разработка методов модификации поверхностных слоев материалов и изделий является актуальной задачей новых современных технологий. Среди них широко используются в промышленно развитых странах методы обработки поверхности концентрированными потоками энергии, одним из видов которых является лазерное излучение.

В настоящей работе рассмотрена возможность создания градиентных слоев в дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалах (КМ) оплавлением с помощью импульсного лазерного излучения.

В качестве заготовок использовали пластины размером 8x50x120 мм из литых КМ, следующих составов: 1 – матричный сплав - АК12М2МгН, 2 – АК12М2МгН+1.5%SiC₍₂₈₎ +1.2% серебристый графит₍₁₀₀₋₄₀₀₎, 3 – АК12М2МгН+5%SiC₍₂₈₎, 4 – Д16+5%SiC₍₂₈₎, 5 – Д16 +17%SiC₍₂₈₎ (в скобках – размер частиц наполнителей в мкм).

Оплавление проводили на следующих режимах: мощность импульса $W_u = 815, 1500, 2250$ Вт; степень расфокусировки (или расстояние от фокуса луча до поверхности образца) $\Delta f = 1, 3, 5$ мм, что соответствует диаметрам пятна нагрева $d_n = 0.3, 0.9, 1.5$ мм; фокусное расстояние объектива – 50 мм; время импульса $t_u = 4$ мс; частота следования импульсов $F_u = 1$ Гц. Скорость оплавления подбирали с условием обеспечения коэффициента перекрытия точек $K_n = S/d_n$ (где S – шаг при наложении единичных пятен) равного 0,5. В качестве защитного газа использовали аргон (расход 8л/мин).

Установлены зависимости геометрических размеров оплавленных зон от технологических параметров режима лазерной обработки. Проведенные металлографические исследования и испытания механических свойств показали:

- при обработке импульсным лазером ДУКМ состава АК12М2МгН + 5% SiC₍₂₈₎ и Д16+5%SiC₍₂₈₎ армирующая фаза сохраняется во всём диапазоне исследованных режимов, причём обнаруживается упрочнение матрицы КМ за счёт диспергирования её структуры;

- КМ, в которых в качестве армирующей фазы содержится графит, невозможно обработать лазерным излучением по причине интенсивного порообразования в швах;

- при лазерной обработке КМ Д16+17%SiC₍₂₈₎ наблюдается значительная деградация армирующей фазы, что может быть обусловлено с увеличением коэффициента поглотительной способности лазерного излучения при увеличении количества упрочняющей фазы, а также составом матричного сплава (малым содержанием кремния, ограничивающим межфазное взаимодействие).

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА
ПРОЯВЛЕНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ СВОЙСТВ
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ГЕТЕРОФАЗНЫХ СПЛАВОВ.**

Е.В.Найденкин, Г.П.Грабовецкая, И.В.Раточка, Ю.Р.Колобов

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г.Томск

Формирование субмикро- и нанокристаллических (СМК и НК) состояний является одним из способов снижения температурного и повышения скоростного интервалов проявления сверхпластичных свойств сплавов. Известно, что на эффект сверхпластичности (СП) существенное влияние оказывает не только средний размер зерен, но и однородность структуры, а также химический и фазовый составы сплава. В то же время нестабильность СМК и НК состояний, формируемых в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД), может привести к неоднородной рекристаллизации, изменению объемных долей фаз и их химического состава при относительно низких температурах и, как следствие, снижению сверхпластичных свойств материала. Все это определяет важность изучения влияния структурно-фазового состояния на особенности деформационного поведения СМК и НК сплавов, проявляющих при определенных условиях сверхпластичные свойства.

В настоящей работе на примере сплавов Ti-Al-V и Al-Mg-Li рассмотрены особенности развития сверхпластической деформации в материалах с ультрамелкозернистой структурой, сформированной с использованием методов ИПД. Показано, что формирование такой структуры в двухфазном сплаве Ti-6Al-4V приводит к существенному росту его устойчивости к локализации деформации на макроуровне при повышенных температурах и сдвигу температурного интервала проявления сверхпластичных свойств в сторону меньших температур. При этом установлено, что в условиях ползучести при повышенных температурах основным механизмом пластической деформации субмикрокристаллического сплава Ti-6Al-4V является зернограничное проскальзывание, контролируемое зернограничной диффузией, а основным механизмом аккомодации зернограничного проскальзывания - внутризеренное дислокационное скольжение, контролируемое объемной диффузией.

Показано, что равноканальное угловое прессование алюминиевого сплава 1421 при температуре 643К (~0,7 $T_{ПД}$) приводит к растворению содержащих магний и литий частиц S-фазы, в то время как такие частицы сохраняются даже после отжига при температуре 793К (~0,85 $T_{ПД}$). Установлено, что смещение температурного интервала реализации сверхпластичности для сплава 1421 после равноканального углового прессования в область более низких температур по сравнению с соответствующими для исходного состояния связано с аналогичным смещением температуры начала развития истинного зернограничного проскальзывания. Предполагается, что последнее обусловлено увеличением концентрации лития на границах зерен и повышением вследствие этого их диффузионной проницаемости.

МОДЕЛЬ ПРОЦЕССОВ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

В.Л.Орлов, А.В.Орлов

*Алтайский государственный технический университет,
Югорский государственный университет
e-mail: a_v_orlov@mail.ru*

Интенсивная пластическая деформация, или механоактивация, приводит к значительным структурно-фазовым превращениям обрабатываемого материала. Одним из наиболее часто наблюдаемых следствий интенсивной пластической деформации является смещение температурных границ области существования твердых растворов.

В результате интенсивной пластической деформации (размола) получают дисперсные частицы, свойства которых достаточно уникальны. В первую очередь следует отметить высокую пористость частиц. Предполагается, что частицы с высокой пористостью формируются в толще еще цельного материала. Процессы, ответственные за образование малых пористых частиц внутри твердой матрицы, в настоящее время изучены недостаточно.

Таким образом, теоретическое описание процессов, сопровождающих интенсивную пластическую деформацию, предполагает решение двух основных задач: описание процессов формирования малых пористых частиц в окружении твердой фазы и описание влияния деформации на структурно-фазовые превращения в матрице.

В докладе представлена физическая модель, в основе которой лежит общепринятое представление о том, что при механоактивации измельчается кристаллическое зерно. При достижении размера зерна некоторого критического значения (нескольких нанометров) измельчение прекращается, но остается зернограничное вращение. Таким образом, часть кристаллических зерен оказывается переведенной в некоторое новое состояние (наночастицы). При вращении зерен в металлической матрице образуется свободный объем. Этот свободный объем эквивалентен действию на металлическую матрицу напряжений всестороннего растяжения.

Существование свободного объема, с одной стороны, обособляет малую частицу-зерно. Обособленное зерно начинает формировать собственную структуру. Если зерно имеет нанометровые размеры, то внутри такой частицы металлическая связь меняется на ковалентную. Валентные связи, как известно, обладают свойством насыщаемости. В результате, часть межатомных связей перестает действовать, часть атомов покидает зерно, меняется атомное строение, возникает новая структура.

С другой стороны, наличие свободного объема в металлической матрице создает упругие растягивающие напряжения. Эти напряжения изменяют значения локальных химических потенциалов отдельных компонентов сплава, что приводит к появлению нескомпенсированных потоков атомов. В результате, изменяются условия стабильности отдельных фаз. В частности изменяются условия стабильности твердого раствора.

В докладе приводятся уравнения феноменологической теории, получены условия стабильности бинарного твердого раствора, рассчитано смещение температурных границ стабильности. Проведено сравнение с экспериментальными данными.

РОЛЬ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ПЛЕНКА-ПОДЛОЖКА В ДЕГРАДАЦИИ НАНОСТРУКТУРНЫХ ТОНКИХ ПЛЕНОК

А.В.Панин¹, А.Р.Шугуров¹, Е.В.Шестериков²

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
e-mail: pav@ispms.tsc.ru*

²*ОАО Научно-исследовательский институт полупроводниковых приборов, Томск*

Неравновесность процесса осаждения, различие коэффициентов термического расширения пленки и подложки, а также химические и структурные изменения обуславливают развитие высоких механических макро- и микронапряжений в тонкопленочных структурах. Причем, зачастую их величина существенно превышает предельно допустимые напряжения для объемных материалов. Релаксация макронапряжений, которая может происходить даже при небольших внешних нагрузках (нагрев, пропускание электрического тока и др.), приводит к разрушению тонких пленок путем их растрескивания или отслаивания от подложки. В свою очередь релаксация локальных микронапряжений вызывает потерю сплошности тонких пленок за счет образования пор или экструзии материала. Определяющую роль в процессах деформации и разрушения играет осциллирующий характер распределения напряжений на границе раздела пленка-подложка, который в значительной мере зависит от толщины пленки, соотношения механических, термических и др. характеристик пленки и подложки и т.д. Целью данной работы является исследование влияния напряженно-деформированного состояния на особенности деградации тонких металлических пленок при различных видах нагружения.

В работе проведено исследование характера пластической деформации и разрушения тонких пленок Ti, Cu, Ag, Pd, нанесенных на различные подложки. Эволюцию рельефа поверхности и внутренней микроструктуры образцов в процессе термического отжига, одноосного растяжения и знакопеременного изгиба изучали методами атомно-силовой микроскопии и рентгеновской дифракции.

Показано, что несовместность деформации пленки и подложки за счет различия их модулей Юнга (при одноосном растяжении и знакопеременном изгибе) или коэффициентов термического расширения (при термическом отжиге) обуславливает “шахматное” распределение растягивающих и сжимающих напряжений на границе раздела пленка-подложка. При знакопеременном изгибе периодическое распределение напряжений приводит к гофрированию пленок на различных масштабных уровнях. С увеличением числа циклов период гофрирования уменьшается.

В процессе одноосного растяжения осциллирующий характер напряжений и деформаций на границе раздела пленка-подложка проявляется в распространении на поверхности пленок переплетающихся мезополос локализованной пластической деформации, ориентированных по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений. Размер мезополос зависит от периода осцилляции напряжений и линейно возрастает с увеличением толщины пленки. Периодическое распределение напряжений на границе раздела пленка-подложка также отражается в характере разрушения пленок.

“Шахматный” характер формирования мезоструктуры на поверхности пленки, как следствие ее самосогласования с подложкой, наглядно проявляется при термическом отжиге пленок. Первоначально на их поверхности формируется ячеистая мезоструктура, которая сменяется складчатой при увеличении температуры. Оксидный слой, возникающий на поверхности пленки при отжиге в комнатной атмосфере, искажает правильную форму ячеек, однако не оказывает существенного влияния на период складок.

ВЛИЯНИЕ КВАНТОВЫХ ЭФФЕКТОВ НА ПЕРЕХОДНЫЕ ЭЛЕКТРОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В АРСЕНИД ГАЛЛИЕВЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ В МАТРИЦЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ ПРИ ВКЛЮЧЕНИИ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ

Д.В. Поздняков, В.М. Борздов, Ф.Ф. Комаров

Белорусский государственный университет
e-mail: pozdneyakov@bsu.by, borzdov@bsu.by, komarovf@bsu.by

На сколько известно, одной из первых публикаций, в которой описаны результаты моделирования переходных процессов в арсенид галлиевых нанопроволоках методом Монте-Карло, является статья [1]. В ней с помощью многочастичного метода исследовался нестационарный перенос электронов в находящихся в вакууме бесконечно длинных арсенид галлиевых нанопроволоках после мгновенного включения внешнего электрического поля. При этом учитывался только один механизм рассеяния носителей заряда — рассеяние электронов на полярных оптических фононах в приближении объемных фононов.

Спустя некоторое время авторы работы [2], рассмотрев дополнительные механизмы рассеяния, исследовали на базе физико-математических моделей [1] влияние неоднородности поверхности и легирующей ионизированной примеси на ряд характеристик нестационарного переноса электронов.

Однако до сих пор оставались невыясненными следующие вопросы:

1). Каким образом оказывает влияние внешняя среда на перенос электронов в нанопроволоках?

2). Как влияет на нестационарный электронный транспорт рассеяние заряженных частиц акустическими фононами?

3). Как меняется кинетика переходных электронных процессов при локализации фононов?

4). Какое влияние на перенос электронов оказывают релятивистские, корреляционные и коллективные эффекты, в том числе эффекты, связанные с антисимметричностью волновых функций электронов и неопределенностью их состояний в одночастичном приближении?

Для выяснения данных вопросов, в отличие от работ [1, 2], нами был разработан алгоритм и реализующая его компьютерная программа по прямому численному решению уравнения Больцмана с учетом вышеназванных условий и эффектов. Проведенные расчеты показали, что, в целом, эти условия и эффекты могут приводить к существенным как количественным, так и качественным изменениям в протекании переходных электронных процессов.

[1] В.М. Осадчий // ФТП, 1994.- V. 28(9).- P. 1636.

[2] V.M. Borzdov, F.F. Komarov, A.V. Homich, O.G. Zhevnyak // Phys. Low-Dim. Struct., 1997.- V. 10.- P. 63.

ОТРАЖЕНИЕ И ПОГЛОЩЕНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЛН УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ И НАНОВОЛОКНАМИ

Э.Г.Раков, В.А.Карпович, В.Н.Родионова, И.В.Аношкин, О.В.Филипенко

*НИУ «Институт ядерных проблем БГУ», Российский химико-технологический
университет им.Д.И.Менделеева*

e-mail: rakov@rctu.ru, rodionova@inp.minsk.by

Центральной проблемой электродинамики нанокомпозитов является определение материальных параметров композита.

Наиболее актуальными на сегодняшний день являются экспериментальные исследования электромагнитных свойств искусственных нанокомпозитов. При этом следует учесть, что их материальные параметры могут варьироваться в весьма широких пределах. Поэтому методы измерения, применяемые для естественных сред, не всегда могут быть автоматически перенесены на композиты.

Нами разработаны физические методы измерения и экспериментального исследования электрофизических параметров искусственных нанокомпозитных сред в сверхвысокочастотном (СВЧ) диапазоне длин волн.

Методика измерений основывалась на использовании схемы замещения. Выполнены измерения КСВ и ослабления порошкообразных образцов углеродных нанотрубок и нановолокон, полученных в РХТУ, в диапазоне частот 8,15-12,42 ГГц.

Углеродные нановолокна (НВ) получены пиролизом метана на катализаторе Ni/MgO. Первичную очистку проводили 10%-ным раствором HNO₃ в течение 60 минут. По данным гравиметрических измерений при нагревании на воздухе до 850⁰С в течение 30 минут зольность НВ составляла 1,46-1,48 мас.% (содержат металлический Ni). Диаметр НВ от 30 до 60 нм, а длина до 2 мкм. Углеродные нанотрубки (НТ) получены пиролизом метано-водородной смеси на катализаторе (Co-Mo)/MgO, содержащем 1 мол.% активных компонентов (CoO : MoO₃ = 1:3 мол.) при 950⁰С. Первичную очистку проводили концентратом HCl. Зольность около 7 мас.%.

Как показали измерения, представленные для экспериментального исследования образцы, имеют перспективы применения для создания миниатюрных непористых фильтров для следящих приемников, используемых как пре- и постселекторы. Другие применения: частотно-селективные ограничители мощности, согласованные нагрузки.

Сравнивая электродинамические характеристики образцов НВ и НТ (ослабление НТ 43-44 дБ, ослабление НВ 41-45 дБ), можно сделать вывод, что поглощающие свойства обоих материалов одинаковы, но учитывая, что НВ сравнительно дешевы в производстве, по-сравнению с НТ, основная перспектива применения порошков углеродных НВ – широкополосные радиопоглощающие материалы.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И УПЛОТНЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ТЕЛ В ПРОЦЕССЕ ИХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Н. М. Русин

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
e-mail: rusinnm@mail.ru

Порошковая металлургия позволяет получать ряд материалов с уникальным составом и свойствами. При этом механические свойства их тем значительнее, чем мельче структура и выше относительная плотность. Получение материалов с указанными параметрами традиционными методами порошковой металлургии отличается высокой энерго- и трудоемкостью, поэтому разработка новых методов и подходов, позволяющих оптимизировать процесс получения высокоплотных порошковых материалов с ультрамелкой структурой, является актуальной и своевременной задачей.

В настоящей работе исследована возможность консолидации спеченных и порошковых тел и измельчения их структуры в условиях интенсивной пластической деформации (ИПД) посредством равно-канального углового прессования иковки с переменной осей осадки. В качестве модельных материалов выступали крупные порошки Al и Zn, а также спеченная пористая алюминиевая бронза.

На основе теоретического анализа напряженно-деформационных характеристик в твердых пористых телах при интенсивной пластической деформации был создан прессовый инструмент оригинальной конструкции. Он позволял развивать в порошковых телах заданный уровень давлений и деформаций, обеспечивающий их высокоплотное состояние и мелкозернистую однородную структуру. Теоретически показано и экспериментально подтверждено, что характер распределения пластической деформации в порошковых и спеченных телах и степень измельчения их структуры существенно зависят как от температуры, так и от маршрута прессования. Сделан вывод о перспективности использования исследованных методов ИПД в порошковой металлургии.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УПОРЯДОЧЕННЫХ НАНОСТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ Cu (111)

Г.Г.Русина, С.В.Еремеев, С.Д.Борисова

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия
e-mail: rusina@ispms.tsc.ru*

Адсорбция атомов щелочных металлов на металлических поверхностях вызывает кардинальное изменение их свойств. В частности, это приводит к формированию на поверхности сложных кристаллических структур, обладающих совершенно новыми свойствами, поскольку вызывает модификацию поверхностных электронных состояний подложки, а также появление новых вибрационных состояний, связанных с адатомами. Эти изменения зависят как от расположения адатомов на поверхности, так и от степени покрытия.

В данной работе проведено теоретическое исследование структурных и колебательных свойств упорядоченных адсорбционных систем Na/Cu(111) с использованием метода погруженного атома. Анализируется поверхностная релаксация и локальная плотность колебательных состояний для трех равновесных поверхностных структур: $p(3\times 3) - 0.25 ML$, $(\sqrt{3}\times\sqrt{3})30^\circ - 0.75 ML$ и $(3/2\times 3/2) - 1 ML$ натрия. Для проведения исследований атомной и фононной структуры поверхности с адсорбатами нами используется метод погруженного атома (МПА) [1,2]. Чтобы получить равновесную конфигурацию на поверхности, использовали метод молекулярной динамики. Расчет фононов проводился в модели тонкой пленки, содержащей 31 слой атомов подложки, используя двухмерную периодическую решетку. Рассчитанная равновесная геометрия показала, что длина связи между адатомом и ближайшим атомом меди увеличивается с ростом степени покрытия. Кроме того, присутствие адатомов приводит к неравномерному смещению атомов меди в двух верхних слоях подложки. Влияние адатомов натрия на изменение колебательных свойств поверхности Cu(111) определялось в расчетах локальных плотностей колебательных состояний. Для всех исследованных поверхностных наноструктур обнаружено присутствие Т-моды (frustrated translation mode) [3], которая максимально локализована на атомах адслоя (90%), колеблющихся в плоскости поверхности. Т-модой определяется устойчивость формирующейся при адсорбции поверхностной сверхструктуры, и энергия этой моды зависит от степени покрытия. Из анализа поведения Т-моды можно сделать вывод, что с увеличением степени покрытия натрия на поверхности Cu(111) формируется более стабильная поверхностная сверхструктура.

Работа выполнена при поддержке Федерального агентства по науке и инновациям Российской Федерации, грант № 02.434.11.2027 и гранта Сибирского отделения РАН (интеграционный проект № 216).

- [1] M.S. Daw, M.I. Baskes // Phys. Rev. B, 1984.- V. 29.- P. 6443.
- [2] E.V. Chulkov, J. Kliewer, R. Berndt, V.M. Silkin, B. Hellsging, S. Crampin, P.M. // Echenique, Phys.Rev. B, 2003.- V. 68.- P. 195422.
- [3] S.-Å. Lindgren, L.Walldén // J. Electron Spectrosc. Relat. Phenom., 1993.- V. 64/65.- P. 483.

СТРУКТУРА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ И НАНОКРИСТАЛЛОВ

Б.С.Семухин

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (ИФПМ СО РАН), г. Томск

В настоящее время существует несколько альтернативных моделей описания пространства опыта - эвклидово пространство, пространство Лобачевского, четырехмерное эллиптическое геометрическое пространство Римана. Рудневым С.В. было показано, что процесс организации решетчатой структуры достаточно просто описывается в рамках эллиптического пространства Римана. Этот подход дает возможность, используя понятие пространства интерпретацией R_E рассматривать на K -поверхности (поверхности Клиффорда) любые физические законы в той же самой форме, что и на плоскости евклидова пространства. Пространство интерпретации R_E имеет конкретные размеры. Реальная структура макрокристалла полагается состоящей из объединенных в систему R_E , а центральная часть называется блоком, структурным элементом, нанокристаллом. Для построения правильной системы на K -поверхности необходимо использовать изоморфизм между подгруппой переносов федоровских групп и группой K -вращений. К структурным особенностям отличия такой идеальной решетчатой системы от классической относятся: ограниченность в пространстве, центральность и наличие внешней симметрии, и формы. Центральная зона (блок, структурный элемент, нанокристалл) характеризуется строго упорядоченным расположением узлов, к периферии наблюдается разупорядочение.

Представлены расчетные картины моделирования решетчатых систем этих плоскостей, а рядом экспериментально полученные различными исследованиями картины распределения электронной плотности в той или иной плоскости. Кроме того, что наблюдается хорошее согласие, следует отметить, что подобное моделирование может осуществлять для любых тел, так как принцип интерпретации имеет универсальный характер.

Таким образом, устройство любых реальных кристаллов можно рассматривать как суперпозицию строго упорядоченных объемов размерами в несколько нанометров или десятков нанометров разделенных интерпространством с нестрого упорядоченным расположением атомов.

Все материалы можно рассматривать как распределенные в пространстве не хаотично, а строго закономерно (на принципах самоорганизации) нанокристаллы. Нет никакой необходимости в классификации их по размерам, способам приготовления или иным критериям, пространство Римана едино для всех типов и структур.

ВЫСОКОЧАСТОТНЫЕ МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ МЕТАЛЛ-ДИЭЛЕКТРИК

А.В.Ситников

Воронежский государственный технический университет
e-mail: kalinin48@mail.ru

Наноконпозиты ферромагнитный металлический сплав-диэлектрик являются гетерофазными системами, в которых ферромагнитные частицы размером несколько нанометров расположены в изоляционной среде. В работе проведен анализ экспериментальных данных по исследованию высокочастотных магнитных свойств наноконпозитов металл-диэлектрик с аморфной структурой, полученных автором.

В докладе будут рассмотрены концентрационные зависимости комплексной магнитной проницаемости на частотах несколько МГц для широкого круга конпозитов металлических наночастиц Co , $\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20}$, $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$, $\text{Co}_{84}\text{Nb}_{14}\text{Ta}_2$ в диэлектрических матрицах SiO_2 , Al_2O_3 , $\text{Pb}_{0,81}\text{Sr}_{0,04}(\text{Na}_{0,5}\text{Bi}_{0,5})_{0,15}(\text{Zr}_{0,575}\text{Ti}_{0,425})\text{O}_3$, NbLiO_3 были получены методом ионно-лучевого распыления составных мишеней. Неравномерное размещение диэлектрических навесок на металлической мишени позволило в одном технологическом цикле осаждения получить непрерывно меняющейся спектр концентраций диэлектрической и металлической фаз.

Исследования ВЧ магнитных свойств показали ряд общих закономерностей в поведении комплексной магнитной проницаемости (μ) от концентрации металлической фазы в различных конпозитах. При низкой объемной доли ферромагнитных гранул материал имеет небольшую величину действительной (μ') и мнимой части (μ'') комплексной магнитной проницаемости и находится в суперпарамагнитном состоянии при комнатной температуре (T_k). При приближении к порогу перколяции с диэлектрической стороны наблюдается резкий рост как μ' , так и μ'' , что объясняется увеличением магнитного взаимодействия между ферромагнитными гранулами и переходом системы в магнитоупорядоченное состояние при T_k . При этом легкая ось намагниченности (ЛОН) образцов направлена перпендикулярно плоскости поверхности подложки, что подтверждается магнитостатическими измерениями и лабиринтной доменной структурой пленок. Дальнейшее увеличение концентрации металлической фазы приводит к изменению магнитной структуры исследуемых конпозитов и может сопровождаться как увеличению значений μ' и μ'' , так и уменьшением μ'' . Это связано с изменением ориентации ОЛН от перпендикулярного к направлению преимущественно в плоскости пленки, а характер наблюдаемой зависимости определяется направлением измерительного поля катушек относительно ОЛН. Добавление реактивных газов в процессе получения конпозитов приводит к смещению порога перколяции конпозита в сторону увеличения концентраций металлической фазы и уменьшению значений величины комплексной магнитной проницаемости. Отжиг исследуемых гетерогенных систем при температурах ниже температуры кристаллизации аморфной фазы приводит к некоторому возрастанию комплексной магнитной проницаемости, что связано с релаксацией внутренних напряжений в пленках.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 05-02-17012, 06-02-81035) и гранта МО и CRDF (проект PG 05-010-1)

**КРИВАЯ НАМАГНИЧИВАНИЯ ДВУХФАЗНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ.
МОДЕЛЬ ДВУХФАЗНОЙ НАНОЦЕПОЧКИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ЗЕРЕН СО
СЛУЧАЙНОЙ АНИЗОТРОПИЕЙ**

С.И.Смирнов¹, С.В.Комогорцев², Р.С.Исхаков²

¹*Красноярский государственный педагогический университет, г. Красноярск*

²*Институт физики СО РАН им Л.В. Киренского, г. Красноярск*

e-mail: rauf@iph.krasn.ru

Двумя важными особенностями нанокристаллических ферромагнитных сплавов являются ориентационный беспорядок осей легкого намагничивания кристаллитов и значительный вклад обменного взаимодействия в полную магнитную энергию материала. Обменные силы распространяются на расстояния порядка 1 нм, поэтому в двухфазных нанокристаллических сплавах, где зерна магнитной фазы распределены в немагнитной матрице так, что отсутствует их непосредственный контакт (объемная концентрация ниже точки протекания), обменное взаимодействие между ними отсутствует. Такие материалы в магнитном поле демонстрируют либо суперпарамагнитное поведение (Co–Cu, Co–Ag, Fe–Cu), либо ведут себя как система однодоменных невзаимодействующих ферромагнитных частиц (например, сплавы FeCuNbSiB при температуре выше температуры Кюри аморфной матричной фазы). Если же матричная фаза также является ферромагнитной, обменное взаимодействие матрицы и зерен приводит к коллективным явлениям, которые обуславливают выдающиеся прикладные характеристики как магнитомягких (FeCuNbSiB) так и магнито жестких (NdFeB) нанокристаллических сплавов.

Для понимания макроскопических свойств таких двухфазных наноматериалов обычные алгебраические процедуры усреднения оказываются неочевидными. Поэтому мы провели численный эксперимент по намагничиванию двухфазной наноцепочки ферромагнитных зерен со случайной анизотропией.

Метод расчета основывается на отыскании равновесного распределения намагниченности в цепочке обменно-связанных зерен со случайной анизотропией. Отыскание равновесного распределения намагниченности сводится к численному решению дифференциального уравнения:

$$\frac{d^2\theta(x)}{dx^2} = \frac{1}{\delta(x)^2} \sin(2(\theta_a(x) - \theta(x))) - h \sin(\theta(x)),$$

где $\theta(x)$ - угол отклонения намагниченности от направления внешнего поля, $\theta_a(x)$ - случайная функция угла отклонения оси локальной анизотропии от направления внешнего поля, $h=M_s H/2K$ - внешнее поле, $\delta(x)=(A(x)/K(x))^{1/2}$, (A – константа обменного взаимодействия, K – энергия локальной анизотропии, M_s - намагниченность насыщения). Двухфазная ситуация моделируется неоднородностью параметра $\delta(x)$. Для расчетов мы выбирали функцию $\delta(x)$ в виде периодической последовательности прямоугольных импульсов двух различных высот. Из полученных для различных величин h распределений $\theta(x)$ рассчитывались корреляционные функции намагниченности $K_m(R)$ и средняя намагниченность $M(h)$. В результате было установлено, что линейные правила усреднения, используемые для объемных нанокомпозитов, справедливы только в случае превышения размеров фазовой однородности некоторой критической величины (размер так называемого стохастического домена). В противном случае линейные правила усреднения непригодны.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНОСИНТЕЗА НАНОРАЗМЕРНЫХ ПРОДУКТОВ В ГЕТЕРОГЕННЫХ СИСТЕМАХ

В.К.Смоляков, О.В.Лапшин, В.В.Болдырев¹

Томский научный центр СО РАН
¹*Новосибирский государственный университет*

В макроскопическом приближении построена математическая модель механохимического синтеза наноразмерных веществ в системах, содержащих в исходной смеси и образующих в ходе реакции вспомогательный компонент - соль. Модель включает уравнения теплового баланса механореактора, динамики избыточной энергии в конденсированных веществах, определяющей влияние механической активации на скорость химической реакции, кинетики химического превращения, измельчения и изменения межфазной реакционной поверхности, для описания чего предложено специальное уравнение.

При построении уравнения, определяющего изменение реакционной поверхности, исходили из следующих представлений о ее формировании. Механическое воздействие на смесь частиц сопровождается как измельчением веществ, так и образованием различного вида агломератов из компонентов смеси. Появление контактных поверхностей из реагентов смеси и протекающая на них химическая реакция приводит к синтезу продуктов (основного и вспомогательного), разделяющих реагенты. Вследствие образования достаточно хрупкого (при невысоких температурах в механореакторе) вспомогательного продукта – соли - при достижении некоторой глубины превращения контакты между реагентами в ходе дальнейшего механического воздействия разрушаются, а образовавшиеся продукты могут, как отслаиваться, так и частично оставаться на поверхности одного из реагентов. В ходе дальнейшего процесса вероятность образование реакционных поверхностей из-за увеличения объемных долей продуктов уменьшается. По аналогии с кинетическим торможением реакции этот процесс можно назвать структурным торможением.

Другой важный фактор при синтезе наноразмерных частиц – температурный. Низкие температуры в механореакторе также снижают вероятность агломерации и рекристаллизации.

Как следует из расчетов, при синтезе наноразмерных частиц продуктов с использованием вспомогательного вещества должны быть оптимально выполнены взаимоисключающие обстоятельства. С одной стороны, должна быть достигнута значительная глубина превращения по основному продукту, чему препятствует уменьшение вероятности образования реакционной поверхности. Это особенно проявляется на поздних стадиях синтеза, когда увеличивается объемная доля вспомогательного вещества, а количество реагентов уменьшается. С другой стороны, именно разбавление вспомогательным веществом и чем больше, тем лучше позволяет уменьшить вероятность агломерации и сохранить наноразмерные частицы продукта.

МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧНОСТЬ СПЛАВА Ni_3Al , СТИМУЛИРОВАННАЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

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

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия
e-mail: star@tsuab.ru*

Уникальные свойства интерметаллида Ni_3Al , высокие эксплуатационные характеристики привлекают к нему интерес на протяжении длительного времени. Высокая энергия упорядочения этого сплава обеспечивает стабильность его упорядоченного состояния при температурном воздействии. Накопление термических дефектов мало эффективно для изменения состояния дальнего атомного порядка. Дальний атомный порядок в Ni_3Al сохраняется вплоть до температуры плавления. Пластическая деформация, стимулируя накопление деформационных дефектов разного типа, может существенно изменять структурное состояние сплавов, уменьшать степень дальнего порядка.

В данной работе представлено исследование методами рентгеноструктурного анализа структурных характеристик сплава Ni_3Al деформируемого прокаткой при комнатной температуре. Измерены параметр порядка, средний размер упорядоченных доменов, средний размер областей когерентного рассеяния (ОКР), величина микроискажений и параметр кристаллической решетки сплава. Изменение этих характеристик в процессе деформации дает информацию, необходимую для понимания процессов формирования той или иной структуры материала, явлений, происходящих при деформации сплава, а также механизмов деформационного разупорядочения.

В процессе деформации происходит повышение дефектности материала, рост микроискажений, уменьшение размера ОКР и антифазных доменов, увеличение параметра кристаллической решетки, уменьшение эффективного параметра порядка. Фазовый состав деформированного материала становится сложнее. Под влиянием пластической деформации возникают области разупорядоченной фазы, которая сосуществует совместно с упорядоченной фазой.

Установлено, что наблюдаемое уменьшение эффективного параметра дальнего порядка происходит за счет появления дефектной разупорядоченной фазы, одновременно в материале присутствуют бездефектные области с практически совершенным порядком, т.е. деформационный фазовый переход порядок-беспорядок носит гетерогенный характер. Получена зависимость между параметром порядка и плотностью антифазных границ, накопление которых является эффективным механизмом разупорядочения. Представляет интерес, то обстоятельство, что в Ni_3Al даже после деформации $\varepsilon=0.95$, полного разрушения дальнего атомного порядка не происходит, что вероятно связано с высокой энергией упорядочения соединения. В то же время, необходимо отметить значительную дисперсность сплава после деформирования. Во-первых, это происходит за счёт уменьшения областей когерентного рассеяния, во-вторых, за счёт появления областей разупорядоченной фазы.

Важной особенностью деформационного воздействия является изменение структурного состояния материала, которое изменяет его характеристики.

ВКЛАДЫ КВАНТОВЫХ ПОПРАВК В ПРОВОДИМОСТЬ УГЛЕРОДНЫХ НАНОСТРУКТУР

Е.Н.Ткачев^{1,2}, А.И. Романенко^{1,2}, О.Б. Анисеева^{1,2}, Т.И. Буряков^{1,2}, В.Е. Федоров¹,
А.С. Назаров¹, В.Г. Макотченко¹, В.Л. Кузнецов³, А.Н. Усольцева³

¹Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН

²Новосибирский государственный университет

³Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН

e-mail: b@ngs.ru

В работе использовались два типа объектов: каталитические многослойные углеродные нанотрубки (MWNTs) и расширенные графиты. В этих образцах ранее не возможно было наблюдать квадратично возрастающую положительную магнетопроводимость в интервале полей до 1 Тл, так называемые эффекты электрон-электронного взаимодействия, из-за подавления эффектами слабой локализации. Производилась модификация образцов для выяснения природы доминирования последних эффектов в таких объектах.

Каталитические MWNTs были созданы CVD методом. Отличительной особенностью метода синтеза являлось наличие в газовой среде, окружающей образец, окислительного газа (CO₂), который при повышенной температуре ингибирует образование аморфного углерода. Это позволило получить образцы нанотрубок с минимальным содержанием примеси аморфного углерода. Расширенный графит без примеси и с примесями сажи был получен методом быстрого термораспада интеркалированных соединений окисленного графита и аминофторида графита соответственно. Первый тип графитов, в отличие от второго, почти не содержал примеси аморфного углерода. Измерение проводимости $\sigma(T)$ проводилось по четырех-контактной схеме в интервале температур 4.2 – 300 К. Измерение магнетопроводимости $\sigma(B)$ проводилось при температуре 4.2 К в интервале магнитных полей до 1 Тл.

В области температур от 4.2 К до 20 К поправка к проводимости для исследуемых объектов с понижением температуры увеличивается логарифмически $\Delta\sigma(T) \sim \ln(T)$. Логарифмическая зависимость проводимости от температуры проявляется в системах с локальным беспорядком в двумерном случае. Основной вклад в проводимость в таких системах дают квантовые поправки. Согласно теории квантовых поправок, должен появиться вклад в магнетопроводимость, обусловленный подавлением температурного вклада эффектов взаимодействия и слабой локализацией. Для образцов с примесями сажи наблюдается логарифмическая зависимость от магнитного поля $\sigma(B)/\sigma(0) \sim \ln(B)$, следовательно, доминируют эффекты слабой локализации в интервале полей 0 – 1 Тл. А для каталитических MWNT и расширенного графита без примесей аморфного углерода характерна квадратичная зависимость сопротивления от магнитного поля $\sigma(B)/\sigma(0) \sim B^2$ при $B < 1$ Тл, что является асимптотическим приближением эффектов электрон-электронного взаимодействия. Отсутствие примеси аморфного углерода и не наблюдение эффектов слабой локализации доказывает связь доминирования эффектов слабой локализации с наличием аморфной фазы углерода в образцах.

ЭФФЕКТЫ МАГНИТНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В СУПЕРПАРАМАГНИТНЫХ ПЛЕНКАХ Co-Sm-O

Г.И.Фролов¹, В.С.Жигалов¹, О.И.Бачина^{1,2}, М.М.Завьялова², С.И.Равочкин²

¹*Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Россия, Красноярск.*

²*Сибирский государственный аэрокосмический университет им. М.Ф. Решетнева, Россия, Красноярск.
e-mail: tgt_a@rambler.ru*

В классе нанокристаллических магнитных материалов особое место занимают гранулированные нанокомпозиты, которые состоят из магнитных наночастиц, внедренных в немагнитную матрицу. Практическая и научная значимость таких материалов определяется тем, что их свойствами можно управлять через вариации размера и концентрации магнитных частиц. В этом случае в модификации магнитных свойств значительную роль играют эффекты взаимодействия между частицами [1,2].

При изучении магнитных свойств гранулированных систем авторами ряда работ обнаружен магнитный гистерезис при температурах выше температуры блокировки T_B (T_B – температура перехода в суперпарамагнитное состояние). Его появление связывается с эффектами магнитного взаимодействия между наночастицами, которые при отсутствии этого взаимодействия проявляли бы чисто суперпарамагнитное поведение. Это явление исследовано на материалах с содержанием магнитной фазы не более 20 об.%, однако в прикладном плане представляет интерес изучение этих эффектов в системах с объемом магнитной фазы ≥ 40 об.%.

В данной работе представлены результаты исследований наногранулированных пленок, полученных методом импульсно – лазерного распыления мишени SmCo_5 в исходном вакууме 10^{-6} торр. Электронномикроскопическими и рентгеноструктурными исследованиями установлено, что пленки представляют собой магнитные частицы Co (размером $\sim 20\text{\AA}$), окруженные оксидом самария (Sm_2O_3), с объемом магнитной фазы >40 об.%. На пленках было исследовано влияние отжига на структуру, магнитные и электрические свойства.

Проанализирован переход системы наночастиц Co из суперпарамагнитного состояния в область кооперативного магнитного упорядочения, вызванного эффектами магнитного взаимодействия между частицами. Показана возможность получения наноматериалов с хорошими магнитомягкими свойствами и большим удельным электросопротивлением.

Работа выполнена при поддержке проекта «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект РНП 2.1.1.7376).

[1] P. Allia, M. Coisson, Tiberto. et al. // Phys.Rev. B, 2001.- V.64.- P.14420 – 1.

[2] Г.И. Фролов, В.С. Жигалов. Физические свойства и применение магнитопленочных нанокомпозитов; Новосибирск. Изд-во СО РАН, 2006, 188 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ КОБАЛЬТА НА ПОВЕРХНОСТИ МЕДИ

Д.Н. Фролова¹, С.В. Еремеев², А.И. Потекаев³

¹ *Томский государственный университет, Россия, Томск*

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

³ *Сибирский физико-технический институт, Россия, Томск*

e-mail: lacryma@mail.ru

Малые атомные кластеры на поверхности металлов вызывают значительный научный интерес в связи с их особыми электронными и магнитными свойствами. В последние годы с использованием эффектов самоорганизации и самоупорядочения были получены периодические сверхрешетки магнитных кластеров, которые могут иметь широкое практическое применение. Для понимания процессов формирования гетероэпитаксиального покрытия на поверхностях металлов необходимо изучение элементарных процессов диффузии на начальных стадиях роста пленки. Структурная релаксация поверхности с адсорбированными наночастицами может существенно влиять на атомную диффузию и рост островов, а также определять механизм самоорганизации при эпитаксиальном росте.

В настоящей работе изучался рост кластеров кобальта на поверхности меди (111). Для моделирования структуры и диффузионных характеристик различного вида систем Co/Cu(111) был выбран метод молекулярной динамики с использованием потенциалов межатомного взаимодействия в рамках формализма метода погруженного атома [1,2].

В результате моделирования были установлены энергетически выгодные конфигурации и положения кластеров кобальта на поверхности меди: треугольные кластеры, ориентированные в двух различных направлениях, как правило, двуслойные. Найдены характеристики элементарных процессов, происходящих на начальных стадиях гетероэпитаксиального роста. По результатам моделирования можно заключить, что рассмотренная модель не противоречит экспериментальным данным [3]. Так же подтверждено, что при приближении одиночного атома кобальта к границе треугольного кластера вдоль направления нормали к ней возникают значительные осцилляции диффузионного барьера [4].

[1] M. S. Daw, M. I. Baskes // Phys. Rev. B, 1984.- V.29.- P. 6443

[2] S.M. Foiles, M.I. Baskes, M.S. Daw // Phys. Rev. B, 1986.-V.33.- P.7983

[3] J. E. Prieto, J. de la Figuera, R. Miranda // Phys. Rev. B, 2000.- V. 62.- P. 2126

[4] D.V. Tsvilin, V.S. Stepanyuk, W. Hergert, J. Kirschner // Phys. Rev. B, 2003.- V. 68.- P. 205411

ОБ ОПТИМАЛЬНОМ РАЗМЕРЕ ЗЕРНА ДЛЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

В.Н. Чувильдеев, А.В. Щавлева, М.Ю. Грязнов, А.Н. Сысоев

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского
государственного университета, Н. Новгород
e-mail: metals@nifti.unn.ru*

Предложена новая модель, позволяющая определять оптимальный размер зерна для материалов, деформируемых в условиях структурной сверхпластичности. В основе модели лежат представления теории неравновесных границ зерен. В модели рассматриваются материалы с размером зерна порядка 0,1 - 10 мкм, обнаруживающие эффект сверхпластичности. Как известно, ультрамелкое зерно в сверхпластичных материалах необходимо для обеспечения интенсивной аккомодации зернограничного проскальзывания в стыках зерен, и обычно предполагается, что, чем мельче зерно, тем выше сверхпластические свойства материала. Однако при таком подходе не принимается во внимание необходимость поддержания неравновесного состояния границ зерен. В мелкозернистых материалах происходит интенсивный возврат диффузионных свойств границ зерен, и уровень неравновесности границ оказывается недостаточным для обеспечения высоких значений коэффициента зернограничной диффузии. С этой точки зрения оптимальный для осуществления сверхпластической деформации размер зерна может быть вычислен как размер, при котором высокий уровень неравновесности границ зерен сочетается с достаточной интенсивностью аккомодации зернограничного проскальзывания. Получено выражение, позволяющее оценивать оптимальный для сверхпластической деформации размер зерна в зависимости от скорости деформации, температуры и термодинамических параметров материала. Проведено подробное сопоставление модели с экспериментальными результатами по сверхпластичности нано- и микрокристаллических магниевых и алюминиевых сплавов.

Работа выполнена при поддержке Международного научно-технического центра (грант 2809), РФФИ (гранты 05-08-18262, 06-08-01119), CRDF (грант Y2-P-01-04), Фонда грантовой поддержки фундаментальных исследований в области физики металлов и металловедения «ИНТЕЛС» (грант 25-05-02) и при поддержке Программы "Фундаментальные исследования и высшее образование" (BRHE) и НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ.

СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ НА ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДНОГО НАНОВОЛОКНА НА ОСНОВЕ КАМЕННОУГОЛЬНОГО ПЕКА

А.Л.Юдин, Н.А.Яцына, Л.В.Колесников, В.П.Бервено¹

Кемеровский государственный университет,

¹*Кемеровский филиал Института химии твердого топлива и механохимии СО РАН
e-mail: andrey@kemsu.ru, lvk@kemsu.ru*

Актуальность исследований свойств углеродных волокон (УВ) обусловлена тем, что данные системы могут успешно использоваться в качестве эффективных сорбентов, катализаторов реакций химических превращений углеводородов. Особую ценность приобретает исследование нанесенных на УВ частиц металлов.

В работе представлены оригинальные результаты экспериментальных РФЭС исследований химического состава адсорбционных молекулярно-ситовых угольных волокон на основе угольного пека [1]. УВ были синтезированы в Кемеровском институте угля и углехимии с введением солей ацетата палладия до 1,5 ат. %. Температура отжига УВ варьировалась от 500 до 700 °С.

Был проведен анализ электронного состояния частиц металла (палладия), а также идентификация обнаруженных функциональных групп. Термообработка УВ в указанном диапазоне в инертной атмосфере не обеспечивает полную очистку поверхности от органических веществ. Наличие функциональных групп, содержащих кислород и азот, на поверхности УВ свидетельствует о формировании активной рабочей поверхности, обладающей сорбционными свойствами. Природа и количество окисных групп на поверхности УВ и электронное состояние поверхностного углерода зависят от температуры отжига.

При изучении состояния атомов Pd на адсорбционных УВ в РФЭС спектре Pd 3d_{5/2} были выделены линии металлического (Pd⁰) и ионного (Pd²⁺) палладия [2] (рис.1). Показано, что при изменении температуры отжига УВ до 700 °С химическое состояние атомов Pd существенно не меняется, но при этом увеличивается отношение [Pd⁰]/[Pd²⁺], т.е. концентрация восстановленного металла. Стабилизация атомов Pd может происходить путем взаимодействия с атомами кислорода, находящимися на поверхности УВ в виде ОН и СО-групп.

Относительная атомная концентрация палладия оказалась меньше вводимой при синтезе, что свидетельствует об образовании дисперсий частиц палладия или его соединений и их неравномерном распределении.

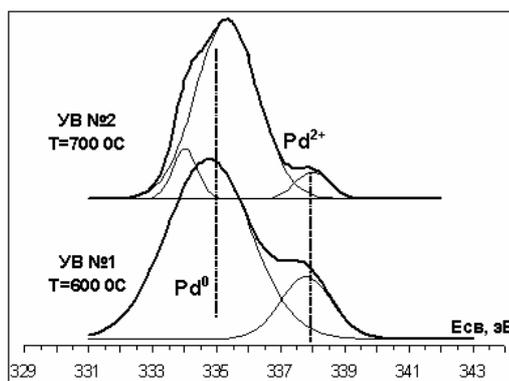


Рис.1. Спектр Pd 3d_{5/2} УВ,

[1] Бервено В.П., Брюховецкая Л.В., и др. // Химия в интересах устойчивого развития, 2005.- Т.13. -С. 423-426.

[2] Wagner C.D., Rigus W.M., e. a. Handbook of X-ray Photoelectron Spectroscopy // Physical electronics Div., Perkin-Elmer Corp., Eden Prairie, 1979.

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Van Bong-Chan	367	Амелькович Ю.А.	164	Афанасьев А.В.	299
Bartolome J.	289	Ан В.В.	301	Афонина Л.И.	92
Becker K.D.	134	Андреев М.А.	372	Аюпов Б.М.	179, 250
Bertrand P.	377	Андриевская Е.Р.	93	Б	
Sepelak V.	134	Андриевский Р.А.	32, 249, 282, 348, 349	Бабенко О.А.	324, 351, 352
Sese J.	289	Аникеева О.Б.	118, 491	Багаев С.Н.	46
Smurov I.	377	Аникеенко А.В.	439	Багазеев А.В.	180
А		Аникина А.В.	97	Багдасарова К.А.	104, 105
Абдулкаримова Р.Г.	196, 279, 429, 438	Аниченко Н.Г.	357	Бадалян А.М.	397
Аборнев И. С.	54, 156, 281	Аношкин И.В.	483	Баделин В.Г.	440
Абрамов А.В.	295, 435	Антонова О.В.	269, 319	Баженов В.В.	317
Абросимов О.Г.	43, 280, 404	Антонович Я.В.	357	Базалеева К.О.	60
Абросимова Г.Е.	44, 56, 322, 436	Анчаров А.И.	266, 283	Базуев Г.В.	441
Аввакумов Е.Г.	321	Анчарова У.В.	283	Байтукалов Т.А.	323
Авдеев С.Ф.	94, 95	Арбузова Т.И.	98	Бакач Г.П.	453, 464
Авдейчик С.В.	437	Аржанова Т. А.	99	Бакланов А.М.	46, 137, 267
Агафонов А.В.	203	Аристов Ю.И.	130, 230, 350	Бакланова Н.И.	152, 325
Азаркевич Е. И.	109	Аронин А.С.	44, 436	Баковец В.В.	248
Акназаров С.Х.	360, 361	Арсенкин А.М.	96	Балаев А.Д.	172
Александров К.С.	288	Арсентьева И.П.	323	Балухтин П.В.	125
Александрова Г.П.	346	Артемьев Е.М.	100	Баннх О.А.	88
Алешин А.Н.	96	Артемьев М.Е.	100	Баранов В.И.	404
Алешина Е.А.	347	Архипкин В.Г.	413, 434	Барбашова П.С.	409
Алиев В.Ш.	103	Арымбаева А.Т.	45, 239	Баринов В.А.	106, 205, 284, 441
Аликина Г.М.	383	Астанин В. В.	57	Баринов Н.Н.	370
Алымов М.И.	31, 112	Астанкова А.П.	101, 301	Баринова А.П.	81, 124, 134, 266, 330, 395
Альтшулер Г.Н.	36	Астафьев В.В.	269	Батурин А.А.	107, 135
		Атучин В.В.	102, 103, 245		

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Батурин А.С.	285	Божко И. А.	169	Бурмистров В.А.	380
Баум Б.А.	342	Бойко А.А.	86	Буряков Т.И.	118, 491
Бачина О.И.	492	Болдырев В. В.	54, 68, 72, 82, 266, 320, 331, 337, 380, 489	Буцень А.В.	116
Баюков О.А.	238, 258	Болдырев П.В.	299	Буякова С.П.	61, 119, 356, 445
Бибко А.Н.	387	Болотина И.О.	452	Быков В.А.	270
Бевз В.Е.	108	Бондарев В.С.	288	Быкова Л.Е.	67, 199
Безносюк С.А.	253, 442	Бондаренко Г.В.	289	Быченко Д.С.	305
Безруких Н.С.	258	Бондаренко Г.Н.	67, 199	В	
Бекетов И. В.	109	Борздов В.М.	482	Вавилова В.В.	110
Белов А.Н.	353, 354	Борисов В.О.	397	Валеева А.А.	120
Белоногов Е.К.	153	Борисов Д. П.	197, 207	Валиахметов О.Р.	340
Белоусов В.А.	287	Борисов Р.В.	286	Валиев Р.З.	33, 198, 390
Белоусов О.В.	286	Борисов С.В.	293	Валькович И.В.	393
Белоусов О.К.	110	Борисова М.З.	412	Варнаков С.Н.	289
Белоцерковский М.А.	74	Борисова С.Д.	298, 485	Варюхин В.А.	121
Белешапкин С.А.	234	Борухович А.С.	48	Варюхин В.Н.	138
Белый В.И.	324, 351, 352	Ботвина Л.Р.	112	Васильев А.А.	208
Беляев А.В.	371	Бохонов Б.Б.	49, 113, 191, 268, 400	Васильев Л.С.	414, 446, 447
Беляков Н.А.	339	Братчиков А. Д.	344	Великанов Е.В.	367
Бервено А.В.	47	Брежнева Л.И.	400, 401	Великохатский Д.А.	459
Бервено В.П.	47, 247, 495	Бродова И.Г.	269, 319	Вережинская Р. Л.	290
Бервено У.В.	47	Брюховецкая Л.В.	247	Веснин Ю.И.	248, 448
Бережная О.Р.	108	Бугаева А.Ю.	144	Ветров С. Я.	434
Бережной В.Л.	355	Буздуган А.А.	115, 443, 444	Вильданова Н.Ф.	70, 138, 206, 307
Берш А.В.	155	Булавченко А.И.	45, 239, 295, 300	Винокурова О.Б.	321
Бийсенбаев М.А.	279	Булавченко О.А.	114	Виолентий С.Б.	155
Благитко Е.М.	380	Булгаков В.В.	387	Витязь П.А.	34, 81, 326, 357, 358
Благовещенский Ю.В.	43, 272, 404	Булгушева Л.Г.	89, 127, 176	Владимиров А.А.	146
Бледнова Ж.М.	111	Бульенков Н.А.	262	Власов Н.М.	415
Богданов С.В.	338	Бураков В.С.	116, 117	Власукова Л. А.	170, 171
Бодак К.А.	146				

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Внуков В.И.	56	Галактионов Ю.П.	80	Голиков А.П.	99
Возлеева А.Ю.	338	Галанов А.И.	125, 126	Головченко О.Ю.	360, 361
Войт А.В.	370	Галевский Г.В.	219, 220	Голосовский И.В.	459
Волков В.Л.	122, 150, 213	Галеев Р.М.	340	Голубков В.В.	86
Волков Г.М.	327, 359	Гамеза Л.М.	357	Голушкова Е.Б.	178
Волкова Е.Г.	122	Гао Хонг	75	Голякевич Т.В.	362
Волошин В.П.	449	Гевко П.Н.	127	Гомза Ю.П.	296
Волченкова В.А.	404	Гельчинский Б.Р.	50	Гордеева Л.Г.	350
Воляр Р.Н.	259, 260	Герасимов В.П.	434	Горев М.В.	288
Воробьева А.Е.	339	Герасимов В.С.	461, 462, 463	Горох Г.Г.	66, 132, 363
Ворожцов А. Б.	40	Герасимов Д.И.	227	Горохов А.И.	120
Воронова Г.А.	178	Герасимов Е.Ю.	128	Готфрид В.Э.	387
Ворончук С.И.	254	Герасимов К.Б.	417	Грабовецкая Г.П.	418, 479
Ворох А.С.	123	Герасимчук А.И.	121	Грабчиков С.С.	133
Ворошилов В.А.	225	Герцен П.А.	404	Грачев А.С.	462
Ворсина И.А.	81, 124, 134, 330, 395	Гижевский Б.А.	98	Грачев А.С.	463
Врочинский С.Л.	121	Гилев С.Д.	292	Грачев Г.Н.	46, 137, 313
Выходец В.Б.	98	Гиричев Г.В.	440	Грехов А.М.	364
Вьюнышев А.М.	438	Гиричева Н.И.	440	Григоров И.Г.	213, 71, 293, 294
Вьюхин В.В.	342	Гирсова Н. В.	142, 143, 453, 464	Григорович К.В.	272
Г		Гирсова С.Л.	129	Григорьева А.В.	97
Гавико В.С.	53	Глаголев В.А.	196	Григорьева Т.Ф.	81, 124, 134, 266, 320, 330, 395
Гаврилов В.Ю.	410	Глазнев И.С.	130, 350	Гриценко Б.П.	65
Гаврилов Н.Н.	291	Глезер А.М.	51, 131	Гриценко В.А.	234
Гаврилов С.А.	115, 328, 353, 354, 443, 444	Глузд Ю.В.	66	Гришков В.Н.	107, 135, 142, 428, 453
Гаврилов Ю.Б.	225	Глуценко Н.Н.	323	Гришков Н.В.	143
Гаврилова Т.А.	245	Гнесин Б.А.	56	Грищенко Л.А.	346
Гаврилюк А.П.	450	Гоголева О.В.	386	Громов В.Е.	315, 347
Гайдаш А.А.	324, 351, 352	Гоголинский К.В.	236	Громов Д.Г.	115, 443, 444
Гайнутдинов И.И.	416	Годымчук А.Ю.	101, 329	Грязнов М. Ю.	87, 451, 494
		Голдин Б.А.	311	Губарь А.В.	350

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Губин С.П.	91	Дитенберг И. А.	140, 468	Ерёменко Н.К.	36
Гудилин Е.А.	97	Дмитриева М.А.	63	Ермаков А.Б.	177
Гуляев Р.И.	382	Добаткин С.В.	35, 44, 51, 96, 141, 167, 218	Ермаков А.Е.	53
Гундеров Д.В.	390	Добаткина Т.В.	218	Ерошенко А. Ю.	344
Гуняков В.А.	434	Долгих М.П.	366	Ершов Д.В.	50
Гуревич Ю.Л.	238	Доценко О.А.	149, 312	Еськов А.В.	299
Гусев А.А.	321	Древаль В.Е.	181	Ж	
Гусев А.И.	470	Дробышев В.А.	339	Жарков С.М.	148
Гусинский А.В.	305	Дроздов В.А.	376	Жгилев И.И.	269
Гуськов С.А.	365	Дроздова Е.И.	262	Жгилев И.Н.	257, 435
Гырдасова О.И.	441	Дружинина И.А.	239	Жданов А.Н.	424, 425
Д		Дударев Е.Ф.	142, 143, 428, 453, 464	Жейвот В.И.	381
Давыдов Д.А.	120	Дудина Д.В.	202, 336, 377	Железнякова А.В.	328
Давыдова О.И.	203	Дудкин Б.Н.	144, 145	Жеребцов С.В.	340
Даниленко Н.Б.	125	Дудник Е.А.	454	Жигалов В.С.	199, 492
Данилов В.Д.	261	Душкин А.В.	331, 365, 366	Жижаев А.М.	160, 182
Данилов В.И.	344, 452	Дягилев Д.В.	146	Жогин И. Л.	241, 242, 243, 244, 277, 456
Данилович В.С.	137, 179, 324, 351, 352	Дякина В.П.	281	Жорник В.И.	74
Двилис Э.С.	85,256	Е		Жуковский М.С.	442
Девяткина Е.Т.	334	Евреинов О.Б.	86	Журавлев В.А.	68, 149
Дедов Н.В.	136	Евсеева Л.Е.	297	Журавлев В.Д.	237
Демидов Ю.А.	353	Евстигнеев В.В.	411	Забелин К.С.	368, 457
Демидова М.Г.	295	Евтеев А.В.	455	Забелин С.Ф.	368, 457
Демин В.Н.	46, 137	Егоренкова Е.В.	195	Забудченко О.В.	418
Демкин В.П.	226	Егоров С.Г.	259, 260	Завалишин В.А.	138
Демьянов С.Е.	84	Ежов Ю.С.	78, 79	Заведеев Е.В.	285
Денисова Е.А.	157, 158, 258	Елсуков Е.П.	52, 190, 447	Завьялова М.М.	492
Дерягин А.И.	138	Елькин Ю.Н.	317	Загорский В.К.	369
Дзидзигури Э.Л.	104, 105, 139, 403	Емельянов А.А.	367	Загорский Я.В.	369
Дзязько Ю.С.	296	Еремеев С.В.	147, 298, 306, 485, 493	Загумённый А.А.	452

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Зайковский В.И.	128, 381, 383, 398, 409	Зольников К.П.	389	Иевлев В.М.	110, 153, 154, 455
Зайнулин Ю.Г.	271, 293, 294	Зубков П. И.	241, 242, 243, 244, 277	Изарра Ш. де	301
Зайнуллин Г.Г.	144	Зуев Л.Б.	452	Измайлова Н.Ф.	340
Зайцев А.И.	438	Зырянов	434	Иконников Н.С.	229
Зайцев Б.Н.	325	Зырянов А.М.	476	Ильин А.П.	164, 178, 420
Зайцева Н.А.	381	Зырянов В.В.	332	Ильющенко А.Ф.	38, 155, 302, 371, 372
Залесский А.В.	251	Зюзин Д.А.	273	Илясов В. В.	421, 459, 460
Залужный А.Г.	364	Зюзин Д.И.	382	Инуге М.	263
Замков А.В.	438	И		Исаев И.Л.	461, 462, 463
Замулаева Е.И.	335	Иванов А. В.	419	Исупов В. П.	54,156, 255, 401
Зарипова Р.Г.	340	Иванов А.М.	390	Исупова Л.А.	128, 200, 383
Захаров А.Г.	203	Иванов В.В.	52, 217, 237, 333	Исхаков Р.С.	157, 158, 159, 172, 238, 258, 422, 488
Захаров В.А.	225	Иванов В.И.	231	Итин В.И.	68, 82
Захаров Р.Г.	98, 173	Иванов И.М.	300	Ищенко А.В.	383
Захаров Ю.А.	36	Иванов М.Б.	39	К	
Захарова Г.С.	122, 150	Иванов О.Н.	39	Каблов Е.Н.	384
Зацепин А.Ф.	177	Иванов Ф.И.	387	Казак А.В.	407
Заяц С.В.	52	Иванов Ю.Ф.	68, 71, 315, 347	Казбанова А.В.	160
Здравков А.В.	151	Иванова А.С.	398	Казенас Е.К.	404
Зеленая А.Э.	476	Иванова Н.А.	267	Казимов И.В.	355
Зеленко В.Л.	458	Иванчев С.С.	37	Каичев В.В.	234, 397
Зельдович В.И.	257	Иванюкович А. В.	171	Кайгородов А.С.	333
Земба П.	304	Ивченко В.А.	138	Калашников М. П.	169
Земнухова Л.А.	307	Ивченко Е.В.	301	Каледин Л.	126
Земскова Л.А.	370	Игнатов Н.А.	79	Калинин Ю.Е.	110, 157,161, 162, 251, 287, 303, 314
Земцов Л.М.	104	Игнатов Н.А.	229	Калинников Г.В.	282
Земцов Л.М.	105	Игнатов П.А.	80	Калмычкова О.Ю.	73
Зенковец Г.А.	410	Игнатъев И.Э.	173	Калошкин С.Д.	261
Зима Т.М.	152, 325	Игнатъев И.Э.	192	Камаев Г. Н.	434
Злобин С.Б.	377	Игнатъева Е.В.	173	Канныкин С.В.	110, 154
Золотухина Л.В.	50	Игнатъева Н.И.	48		

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Карагедов Г.Р.	55	Классман П. А.	57	Коноваленко Ив.С.	389
Каракчиев Л.Г.	321	Клецко В.В.	437	Коновалов С.В.	315, 347
Караман И.	465	Клименко Е.О.	301	Константинов В.М.	373
Карлов А.В.	343	Клинков С.В.	377	Констанчук И.Г.	417
Карпачева Г.П.	104, 105	Князева А.Г.	423, 466, 467	Концевой Ю.В.	173
Карпенко А.В.	231	Кобелева Л.И.	62, 211, 478	Коптелова Л.А.	86
Карпов М.И.	56	Ковалева С.А.	393	Копылов В. И.	87, 135, 378, 451
Карпов С.В.	450, 461, 462, 463	Коваль Е.О.	74	Коржов В.П.	56
Карпович В.А.	483	Коваль Н.Н.	71	Корзников А. В.	140, 340, 468, 475
Карпович В.Б.	170	Ковнеристый Ю.К.	110	Корзунин Г.С.	471
Карунина О.В.	163	Когодеев С.Е.	47	Корнев В. М.	174
Катышев С.Ф.	252	Когтенкова О.А.	304	Корнев Я.И.	125
Качаев А.А.	85	Коджаспиров Г.Е.	167	Корнеева Ю.В.	175
Кашин О.А.	143, 464	Кожевникова Н. С.	123,221	Корниевич М.В.	47
Квон Я.С.	164	Кожемяченко А.С.	168	Коровин Е.Ю.	312
Келдер Э.М.	191	Козленкова Н.И.	339	Королев А.В.	281
Кесарева П.К.	263	Козлов Э.В.	169, 424, 425	Коротаев А.Д.	58, 197, 207
Кеслер В.Г.	250	Козловский В.В.	407	Коротаева З.А.	75, 235, 367, 387
Кеслер В.Г.	179	Колесников А.П.	380	Коротеев В.О.	176
Кидяров Б.И.	165	Колесников Л.В.	495	Коротков В.Г.	254
Кильмаметов А.Р.	198	Колесникова И.Г.	254	Корсунский В.И.	449
Кинеловский С.А.	184, 374	Колесов Б.А.	179	Кортов В.С.	177
Киреева И.В.	465	Колобнев Н.И.	385	Корчагин М.А.	59, 268, 336, 374, 377, 411
Кириенко В.В.	179, 250	Колобов Ю.Р.	39, 340, 418, 419, 464, 479	Коршунов А.В.	178
Кирик С.Д.	212, 275, 400	Колько В.П.	382	Коршунов Л.Г.	70
Кирпичников А.В.	308	Комаров Ф. Ф.	170, 171, 482	Косарев В.Ф.	377
Кирюханцев- Корнеев Ф.В.	166	Комиссаров В.Н.	387	Косилов А.Т.	455
Кирюшов В.Н.	163	Комогорцев С.В.	157, 158, 159, 172, 289, 422, 488	Косинова М.Л.	179, 250
Киселева Т.Ю.	81, 134, 274	Конашков В.В.	342	Космамбетова Г.Р.	382
Кишкопаров Н.В.	50	Кондратов В. М.	232		
Классман Е. Ю.	57	Конева Н.А.	424, 425		

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Косова Н.В.	334	Кузнецов Н.Т.	78, 79, 208, 209, 223, 229	Ладова А.А.	329
Костенко А.В.	460	Кузнецов П.Н.	160, 182	Ладыгина В.П.	238
Костровский В.Г.	245, 310, 352	Кузнецов Ф.А.	179, 250	Лапин А.Е.	235
Косырев А.М.	404	Кузнецова К.В.	183	Лаптев А.В.	308
Косяков В.И.	234	Кузнецова Л.И.	160, 182	Лапшин О.В.	489
Котенко М.В.	193	Кузовникова Л.А.	158	Ларин И.Ю.	186
Котов Ю. А.	109, 180	Кузьмич Ю.В.	254	Ларионов П.М.	398
Котомин С.В.	181	Кулагин Д.В.	469	Ларионова И.С.	291
Кочубей В.А.	102	Кулибаба В.Ф.	236	Ларькин А.В.	314
Кочубей Д.И.	409	Куличихин В.Г.	181	Лафонт У.	191
Кравцов Д.Н.	157	Кульков С.Н.	61, 119, 184, 185, 265, 356, 379, 445	Лебедев М. С.	234
Кравчук Л.Н.	375	Кульков С.С.	147	Лебедева П.Ю.	47
Крапошин В.С.	60	Кулькова С.Е.	147, 306	Лебеденко С.Е.	253, 442
Красильников В.Н.	293	Кунцевич Т.Э.	76	Левашов Е.А.	166, 335
Красовский П.В.	272	Курбаткина В.В.	335	Левина В.В.	403
Кременчугский М.В.	185	Курганова Ю.А.	62	Левыкин А.И.	426
Кривенцов В.В.	382	Куренных Т.Е.	98	Легостаева Е. В.	344
Кривошапкин П.В.	144, 145	Курзина И. А.	169	Лейцин В.Н.	63
Кривошапкина Е.Ф.	144	Курлов А.С.	470	Леонтьев Л.И.	98
Критская Т.В.	108	Курявый В.Г.	99, 317, 370	Леонтьева- Смирнова М.В.	210
Крутько Н.П.	402	Кутихина Е.А.	182	Лернер М. И.	40, 126, 472
Кручинин В.Н.	102, 103	Кутушев Р.Р.	340	Лерх Я.В.	442
Крюкова Г.Н.	200, 410	Кутявин Э.М.	136	Лецко А.И.	81
Кряжков И.И.	404	Куценогий К.П.	426	Ли Джянвей	75
Кудашов А.Г.	172	Куценогий П.К.	426	Лиопо В.А.	186, 437, 473, 474
Кудрин А.М.	161	Куцев С.Б.	110, 154	Липилин А.С.	217, 237
Кудряшева Н.Е.	375			Липницкий А. Г.	419
Кужир П.П.	305	Л		Литовченко И.Ю.	475
Кузнецов Б.Н.	376	Лабунов В.А.	132	Лихацкий М.Н.	187
Кузнецов В.Л.	118, 305, 491	Лаврентьев А.Г.	471	Логинов Б.В.	294
Кузнецов М.В.	264	Лаврова Г.В.	215	Логутенко О.А.	92

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Ложкомоев А.С.	472	Мали В.И.	292, 336, 377	Мерзляков М.А.	308
Ломаев И.Л.	447	Малинов В.И.	338	Метелева Е.С.	366
Ломаева С.Ф.	52, 190, 427	Мальшева С.П.	378	Мидандер К.	329
Ломовский О.И.	202, 336, 377	Мальцев В.А.	189	Мизев Е.И.	311
Лотков А.И.	65, 107, 135, 193, 195, 428, 453	Мальцев В.К.	258	Микова Н.М.	376
Лукашок А.Н.	373	Мансуров З.А.	196, 279, 316	Милошенко Т.П.	194
Лукин В.И.	384	Маратканова А.Н.	190	Минаев И.В.	435
Лукин Е.С.	390	Маренкин С.Ф.	362	Минина А.В.	337
Лукин К.Д.	347	Маркова Л.В.	326, 372	Миролюбов В.Р.	252
Лукьянчиков Л. А.	64, 241, 242, 243, 244, 277	Маркушев М.В.	340, 477	Миронов Ю.В.	176
Луцык В.И.	476	Мартьянов О. Н.	54, 156	Миронов Ю.П.	195
Лырщиков С.Ю.	47, 247	Маслий А.И.	72, 228	Мисаков П.Я.	116
Лысаковская Е.В.	362	Матвеев Д.В.	44	Мисаков П.Я.	117
Лякишев Н.П.	35	Матейшина Ю.Г.	191, 401	Митрофанова Р.П.	54, 156, 255
Лямкина Н.Э.	233	Матренин С.В.	74	Михайленко С.А.	194
Ляхов Н.З.	55, 64, 75, 81, 124, 134, 152, 241, 242, 243, 244, 277, 283, 330, 367, 374, 387, 395, 411	Матросов А.Л.	406	Михайлов К.Ю.	183, 337
М					
Магаева А.А.	68, 82	Матрунчик Ю.В.	402	Михайлов Ю.И.	337, 380
Мадьяров А.В.	305	Матюшевская Е.П.	258	Михеев Р.С.	478
Мазалов Ю.А.	155	Махарова С.Н.	412	Михлин Ю.Л.	187
Мазов И.Н.	305	Махов Г.А.	267	Мишин И.П.	418
Мазуренко Е.А.	121	Махутов Н.А.	111	Мозалев А.М.	66, 132, 363
Макотченко В.Г.	188, 491	Маяцкая Т.В.	330	Молчанов В.В.	338, 381
Максименко А.А.	153	Медведев А.И.	180	Моляр А.Г.	121
Максименко С.А.	305	Медведев А.М.	121	Момот Н.А.	172
Максимов Ю.М.	68, 82	Медведев Н.Н.	439	Мороз Т.Н.	310
Максимовский Е.А.	179, 250	Мейлах А.Г.	192	Мороз Э.М.	273, 280, 318, 382
Максимочкина А.В.	104, 105, 139	Мейснер Л.Л.	65, 193, 195	Морозов Ю.Г.	264
Малёткина Т.Ю.	142, 143	Мейснер С.Н.	65	Морохин М.И.	311
		Мельников А.Г.	265, 379	Мосеенков С.И.	305
		Мельникова Е.А.	210	Мосунов Е.И.	116, 393
		Мельничук С.В.	226	Мофа Н.Н.	196, 279
		Мержиевский Л.А.	64		

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Мошков В.Ю.	197, 207	Нефедова Т.А.	203	Озерин А.Н.	37
Мудрый А. В.	171	Нецветаев М.В.	253	Окотруб А.В.	46, 89, 127, 172, 176, 291
Муноз Э.	170	Нечай Ю.	251	Онищук А.А.	46
Муратова И.Р.	378	Нечепуренко А.С.	204	Орлов А.В.	480
Мурашкин М.Ю.	198	Никитин А.А.	364	Орлов В.Л.	480
Мурзакаев А.М.	180	Никитин А.В.	437	Орлов И.Ю.	354
Мухуров Н.И.	133, 170, 171	Никитин В.Е.	225	Орлова Д.В.	452
Мушников Н.В.	53	Никитина М.А.	198	Охлопкова А.А.	73
Мысик А.А.	53, 177	Никитина Н.И.	218	Охлопкова А.А.	386
Мысливец С.А.	413, 434	Никифоров И.Я.	459	П	
Мягков В.Г.	67, 199	Никифоров С.В.	177	Павелко Р.Г.	78, 208, 209, 229
Н		Николаенко И.В.	69	Павлинич С.П.	340
Надеев А.Н.	200	Николаюк И.В.	368, 457	Павлов Г.В.	323
Назаренко Н.Н.	466	Никонов А.В.	217	Павлюхин Ю.Т.	191
Назаров А.С.	188, 491	Никонова И.В.	193	Палий Н.А.	110
Назаров В.Г.	201	Новакова А.А.	81, 134, 175, 274	Панин А.В.	41, 210, 481
Найден Е.П.	68, 82, 149, 312, 475	Новиков С.И.	106, 205, 284, 441	Панин В.Е.	41, 74, 210, 384, 385
Найденкин Е.В.	141, 479	Новокрещенова М.Н.	92	Панин С.В.	74
Наумов А.А.	167	Новопашин С.А.	189	Панкова А.И.	342
Наумов С.В.	98	Носкова Н.И.	70, 206, 307, 471	Панфилов А.А.	211
Невар А.А.	116	Носырев А.Н.	60	Панфилов А.В.	211
Неделько М.И.	117	О		Панцырный В.И.	339
Недер Р.Б.	449	Обыскалова Э.А.	383	Паранин С.Н.	237, 333
Нейман А.А.	65	Овечкин Б.Б.	74	Пармон В.Н.	395
Немиленцев А.Н.	305	Овчаренко В.Е.	71	Парникова А.Г.	73
Немирович-Данченко Л.Ю.	306	Овчинников С.В.	197, 207	Парфенов В.А.	212, 275
Немудрый А.П.	168, 283, 391	Овчинников С.Г.	289	Паршин А.С.	289
Неронов В.А.	202	Овчинникова С.Н.	72	Пастухов Э.А.	98, 173
Нерушев О.А.	189	Оглезнева С.А.	50	Пахомов Н.А.	381
Несин С.Д.	296	Одесский П.Д.	141	Паэмурд Е.С.	402

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Перепеченых В.И.	229	Полетика Т.М.	129	Псахье С.Г.	40, 71, 193, 389, 423
Перетурина И.А.	206	Полочанина С.В.	159	Пузырь А.П.	90
Пермякова И.Е.	131	Полубояров В.А.	75, 194, 225, 235, 367, 387, 392	Пустошилов П.П.	238
Перов Н.С.	104, 105, 263	Полунина О.А.	380	Пушин В.Г.	76, 216
Пестряков Е.В.	308	Поляков А.Ю.	404	Пушкарев А.И.	214
Петерсен Т.Б.	112	Поляков Е.В.	293	Пшенников С.А.	204
Петржик М.И.	166	Пономарев Д.В.	214	Пятилетова Е.Б.	283
Петров А.В.	84	Пономарева В.Г.	215	Р	
Петров А.Л.	264	Пономаренко А.Г.	46	Рааб Г.И.	141, 276, 390
Петров В.В.	308	Пономаренко И.В.	212, 275	Равочкин С.И.	492
Петров П.П.	390	Поносов Ю.С.	53	Рагуля А.В.	42
Петрова Н.Д.	390	Попов М.В.	218	Радченко И.П.	490
Петрова П.Н.	73, 386	Попов С.Н.	386	Раздорский В.В.	193
Петрова С.А.	98, 173	Попова Г. В.	430	Раков Э.Г.	483
Петрунин А.В.	211	Попова Е.Н.	281	Рамана К.В.	102
Петрунин В.Ф.	420	Попова Л.А.	454	Рамана С.В.	103
Пивоварова Т.Д.	248	Попова Н.А.	424, 425	Расторгуев А.А.	324, 351, 352
Пиир И.В.	224	Потапенко И.И.	339	Раточка И.В.	418, 479
Пилиневич Л.П.	302, 371	Потапов А.П.	471	Ратушняк С.Л.	309
Пилюгин В.П.	98	Потапова И.Н.	262	Рачковский А.И.	185
Пинжин Ю.П.	197,207	Потекаев А.И.	493	Ремнев Г.Е.	214
Платонов А.А.	390	Почивалов Ю.И.	41, 210, 384, 385	Ремпель А.А.	120, 123,221
Плиговка А.Н.	66	Почивалова Г.П.	464	Ремпель Ал.А.	217
Плотникова М.Р.	51	Привезенцев С.И.	227	Решетов В.Н.	236
Погребенкова В.В.	301	Прижимов А.С.	455	Рогов В.А.	383
Подалова О.П.	463	Прокопец В.С.	388	Рогожкин С.В.	364
Подвальная Н.В.	213	Протасова С.Г.	304	Родионов П.П.	380
Подденежный Е.Н.	86	Прохоров О.А.	358	Родионова В.Н.	483
Поздняков Г.А.	313	Прохоров О.Л.	371	Рожков И.А.	377
Поздняков Д.В.	482	Прууэл Э.Р.	64, 241, 242, 243, 244, 277	Розанцев В.А.	117
Показаньева С.А.	110			Романенко А.И.	118, 491
Покровский Л.Д.	102, 103, 245				

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Романов Е.П.	281	Самохин А.В.	43, 77, 404	Синицын В.А.	367
Ромашев Л.Н.	271, 293, 294	Сарасеко М.Н.	222	Синяев Д. В.	430
Ротштейн В.П.	65, 193	Сафин Э.В.	340	Сирота В.В.	39
Рохлин Л.Л.	218	Сахапов С.З.	189	Ситников А.В.	95, 157, 161, 162, 287, 303, 314, 487
Руденский Г. Е.	40	Сваровская Н.В.	126, 472	Ситников К.А.	303
Руднева В.В.	219, 220	Свистунова И.В.	317	Скачков В.А.	108, 231
Румянцев Ю.М.	179, 250	Свито И.А.	162	Скворцов А. И.	232
Русин Н.М.	129, 484	Севастьянов В.Г.	78, 79, 80, 208, 209, 223, 229	Скворцова Л.И.	163, 380
Русина Г.Г.	298, 485	Севостьянова И.Н.	379	Скосырский А.Б.	142, 143
Руховец О.В.	305	Седельников В.В.	392	Слабко В.В.	233, 429, 438, 463
Рыбченко О.Г.	44	Секушин Н.А.	224, 311	Смирнов С.И.	172, 488
Рыжонков Д.И.	403	Селиховкин А.М.	136	Смирнов А.Л.	46, 137
Рябенко А.Г.	310	Селютин Г.Е.	194, 225	Смирнов В.П.	93
С					
Саблина Т.Ю.	265, 379	Семенова О.В.	159	Смирнова Н.В.	396
Сабуть А.В.	474	Семухин Б.С.	226, 486	Смирнова Т.П.	234, 397
Савастенко Н.А.	116	Сенников Ю.Н.	136	Смовж Д.В.	189
Савельев Г.Г.	40, 125, 126, 472	Сенють В.Т.	357, 393	Смоляков В.К.	489
Савинская О.А.	283, 391	Серба В.И.	254	Сморчков Г.Ю.	185
Савич В.В.	38, 302, 371	Сергеев В.П.	41	Смыслов А.М.	340
Савостиков В.М.	197, 207	Сечин А.И.	394	Соколов В.В.	248
Савченко А.С.	469	Сечкарев Б.А.	146	Соколов В.М.	85, 256
Сагарадзе В.В.	138	Сивков А.А.	227	Солдатенко С.А.	154
Садовников С. И.	221	Сивоха В.П.	65	Соловей Д.В.	132, 363
Садыков В.А.	383	Сидельникова О.Н.	228	Солоненко О.П.	235
Сайгаш А.С.	227	Сидорова Е.Н.	104, 105, 139	Солонинин А.В.	281
Саланов А.Н.	228	Симакова И.Л.	395	Сошников А.И.	236
Салищев Г.А.	340	Симоненко Е.П.	78, 79, 80, 223, 229	Спирин А.В.	237, 333
Салищев Г.А.	378	Симоненко Н.П.	229	Старенченко В.А.	490
Салтыков Ю.В.	286	Симонов М.Н.	395	Старенченко С.В.	490
		Симонова И.А.	230, 350	Старикова Е. В.	54, 156
				Старова Л.Л.	384

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Старостенков М. Д.	430, 454	Террадо Е.	170	Тюменцев А. Н.	140, 207, 432, 468, 475
Степанова И.В.	74	Тимофеев В.Н.	218	Тюнина Е.Ю.	440
Стёпин С.Г.	246	Титов А.Т.	325, 398	Тютин М.Р.	112
Стогней О.В.	94, 95, 162	Титов В. М.	241, 242, 243, 244, 277	Тютюнников С.И.	84
Стогний А.И.	48	Титов Ф.В.	146	Тягунов Г.В.	342
Столяр С.В.	238	Тихонов П.В.	373	Тян А.В.	467
Страумал Б.Б.	304	Ткачев А.Г.	74	У	
Стрельцов Е.А.	84	Ткачев Е.Н.	118, 491	Уваров Н.Ф.	191, 343, 383, 400, 401, 416, 433
Стрижак П.Е.	382	Ткачук С.И.	204	Удалова Т.А.	92
Струк В.А.	437	Токарев М.М.	350	Уймин М.А.	53, 177
Сударева С.В.	281	Толбанова Л. О.	240, 420	Уланская Л.В.	272
Судник Л.В.	155, 326	Толочко Б.П.	49, 64, 241, 242, 243, 244, 277	Улихин А.С.	343, 401
Суляева В.С.	179	Толстикова Т.Г.	366	Ульяницкий В.Ю.	377
Суриков В.Т.	284	Толубаев Н.Ю.	408	Ульянова Т.М.	73, 402
Сурков А.С.	107	Трашкеев С.И.	313	Урбанович В.С.	83, 249
Сусяев В.И.	312	Третьяков Ю.Д.	97	Усеинов А.С.	236
Сухов Б.Г.	346	Троицкая И.Б.	245	Усманова Г.Ш.	263
Сысоев А. Н.	87, 451, 494	Трофимов Б.А.	346	Усольцева А.Н.	118, 491
Т		Троянчук И.О.	399	Устинов В.В.	271
Табаченко А. Н.	140, 428	Трунов В.И.	308	Утицких С.И.	263
Талако Т.Л.	81	Трухан В.М.	362	Ф	
Танаева С.А.	297	Труханов А.В.	246	Файнер Н.И.	179, 250
Тарасенко Н.В.	116, 117	Труханов С.В.	399	Федик И.И.	415
Тарасенко С.В.	469	Трушкин Н.В.	247	Федоров В.Е.	491
Тарасов А.Б.	97	Трушникова Л.Н.	248	Федорова Е.Н.	154
Тарытина И.Е.	218	Тузовский В.К.	328	Федотов А.К.	84, 162, 251, 287, 314
Татарчук В.В.	45, 239	Тумилович М.В.	302	Федотова В.В.	399
Тен К.А.	64, 241, 242, 243, 244, 277	Турбинский С.С.	249	Федотова Ю.А.	48, 251, 314
Теппер Ф.	126	Тухтаев Р.К.	64, 92	Фетисов А.В.	98
Терехова И.С.	56	Тушинский Л.И.	431	Фетисова О.Ю.	194
Терехова О.Г.	68, 82				

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Фетисова Т.Н.	252	Хрустов Е.Н.	403	Чувиллин А.Л.	280
Филимонов В.Ю.	411	Ц		Чувильдеев В. Н.	87, 451, 494
Филинкова Т.И.	98	Цветков Ю.В.	43, 404	Чулкина А.А.	190
Филипенко О.В.	483	Целлермаер И.Б.	315	Чулков Е.В.	298
Финк Д.	84	Цепелев В.С.	342	Чулков И.С.	115, 443, 444
Фишман А.Я.	98	Цурин В.А.	106, 205, 284, 441	Чумляков Ю.И.	465
Фолманис Г.Э.	323	Цыбуля С.В.	114, 128, 200, 278, 283, 318, 320, 383, 410	Чупахина Л. Э.	54, 156
Фомина Л.В.	253, 442	Цыганков П.А.	60	Чуприк А.А.	285
Фрейдин Б.М.	254	Цырульников П.Г.	409	Чурбаев Р.В.	70, 206, 307
Фролов А.А.	93	Ч		Ш	
Фролов В.Д.	285	Чаевский М.И.	111	Шабанов В.Ф.	413, 434
Фролов Г.И.	341, 492	Чайкина М.В.	343	Шабанова Т.А.	196, 279, 316
Фролов К.В.	41	Чашухин В. Г.	405	Шагалина С.В.	141
Фролова Д.Н.	493	Чеканова Л.А.	157, 159, 258	Шалимова А.В.	51
Фролова Л.А.	56	Чен Меилинг	75	Шалунов Е.П.	406
Фролова Н.Ю.	257	Чепик Л.Ф.	151	Шалыгина Е.Е.	263
Фуджикава Р.	263	Чеппе Т.	304	Шамбилова Г.	181
Х		Червоный И.Ф.	259, 260	Шапкин Н.П.	317
Харламова О. А.	255, 401	Чердынцев В.В.	261	Шараева У. В.	146
Хасанов А.О.	85	Чередниченко А.И.	317	Шарафутдинов М.Р.	49
Хасанов О.Л.	85, 256	Черепанов А.Н.	235	Шарипов Р.Р.	227
Хачатрян Г.Г.	429	Черепанова С.В.	114, 278, 318	Шаркеев Ю. П.	169, 344, 466
Хейфец А.Э.	257	Чернов В.М.	210	Шведов М.А.	406
Хейфец Л.И.	458	Черногорова О.П.	262	Швейкин Г.П.	69
Химич Н.Н.	86, 151	Чернышев А. П.	241, 242, 243, 244, 277	Шевелева И.В.	370
Хлебников Н.А.	293	Чернышова Т.А.	62, 211, 478	Шевченко Н. В.	475
Хлебова Н.Е.	339	Чесноков Н.В.	376	Шевченко А.А.	371, 407
Хлусов И.А.	343	Чиганова Г.А.	233	Шевяков В.И.	353, 354
Ходос И.И.	56	Чижик С.А.	417	Шеин И.Р.	284
Хомская И.В.	257	Чистяков М.А.	223	Шелаев А.В.	208
Хрустов В.Р.	217, 237, 333			Шелехина В.М.	358

**Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007»
13 - 16 марта 2007 года, Новосибирск**

Шелехов Е.В.	261	Шугуров А.Р.	481	Юзова В.А.	90, 159
Шендерова О.	305	Шулика В.В.	471	Юрков Г.Ю.	91
Шеромов М. А.	241,242, 243, 244, 277	Шулицкий Б.Г.	132	Юрмазова Т.А.	126
Шестериков Е.В.	481	Шутилов А.А.	410	Юхин Ю.М.	49, 92, 183, 337
Шефер К.И.	318	Щ		Юшина И.В.	127
Шефтель Е.Н.	88, 263	Щавлева А.В.	494	Я	
Шибкова Н.Ф.	222	Щеголева Н.Н.	53	Яблонских Т.И.	269
Шиков А.К.	339	Щербаков В.И.	264	Яворовский Н.А.	125
Ширинкина И.Г.	269, 319	Щипко М.Л.	194	Якимов В.И.	209
Ширманов Н.А.	408	Щипунов Ю. А.	345	Яковкина Л.В.	234
Шитова Н.Б.	409	Щукин Л.И.	47	Яковлев В.И.	299, 411
Шишковский И.В.	264	Щучкин М.Н.	338, 381	Яковлева Е.Ю.	381
Шкерин С.Н.	217, 237	Э		Яковлева И.С.	200
Шляпин Д.А.	409	Эстрин Ю.	218	Яковлева С.П.	412
Шляхова Е.В.	89	Эфрос Б.М.	138	Янушкевич К.И.	48, 113,249
Шорохов Е.В.	257, 269, 435	Ю		Яркович А.М.	371
Штанский Д.В.	166, 335	Юданов В. Ф.	54, 156	Яроцкая Е.В.	265
Штольц А.К.	180	Юданов Н.Ф.	89	Яценко Д.А.	320
Шубин Ю.В.	176	Юдин А.Л.	495	Яцына Н.А.	495