Министерство науки и высшего образования
Российской Федерации
Российская академия наук
Отделение химии и наук о материалах Российской академии наук
Научный совет РАН по материалам и наноматериалам
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова
Российской академии наук
Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова

VIII Всероссийская конференция по наноматериалам



СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

Москва, 21 – 24 ноября 2023 г.

www.nano.imetran.ru

VIII Всероссийская конференция по наноматериалам



СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

21-24 ноября 2023 г.

Москва, ИМЕТ РАН

УДК 539.2:621.3.049.77(063)
ББК 22.36+22.37+30.37я431
В 85

VIII Всероссийская конференция по наноматериалам. Москва. 21-24 ноября 2023 г. / Сборник материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2023, 348 с.

ISBN 978-5-4465-3971-0

Выражаем благодарность за финансовую и информационную поддержку:

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Российская Академия Наук

1938 ИМЕТ РАН

АКТИВНАЯ ФОТОНИКА

ФОТОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

NANOINDUSTRY НАНОИНДУСТРИЯ ТЕХНОСФЕРА НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

CoLab

АДВИН Передовые Инновации

Материалы публикуются в авторской редакции.

© ИМЕТ РАН, 2023

Организаторы конференции:

Министерство науки и высшего образования
Российской Федерации
Российская академия наук
Отделение химии и наук о материалах
Российской академии наук
Научный совет РАН по материалам и наноматериалам
Институт металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова Российской академии наук
Московский государственный университет
имени М.В. Ломоносова

Основная тематика конференции

СЕКЦИЯ 1. Фундаментальные основы синтеза нанопорошков

СЕКЦИЯ 2. Наноструктурные пленки и покрытия в конструкционных и функциональных материалах

СЕКЦИЯ 3. Объемные наноматериалы

СЕКЦИЯ 4. Нанокомпозиты

Организационный комитет

Солнцев К.А. - председатель, ИМЕТ РАН, г. Москва
Ляхов Н.З. - зам. председателя, ИХТТМ СО РАН, г. Новосибирск
Добаткин С.В. - зам. председателя, ИМЕТ РАН, г. Москва
Алымов М.И. - ИСМАН, г. Черноголовка
Валиев Р.З. - УУНиТ, г. Уфа
Григорович К.В. - ИМЕТ РАН, г. Москва
Ермаков А.Е. - ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург
Иванов В.В. - МФТИ, г. Долгопрудный
Иванов В.К. - ИОНХ РАН, г. Москва
Карпов М.И. - ИФТТ РАН, г. Черноголовка
Ковальчук М.В. - НИЦ "Курчатовский институт", г. Москва
Колобов Ю.Р. - ФИЦ ПХФ и МХ РАН, г. Черноголовка
Комлев В.С. - ИМЕТ РАН, г. Москва
Левашов Е.А. - МИСИС, г. Москва
Панченко В. Я. - Президиум РАН, г. Москва
Пархоменко Ю.Н. - ГИРЕДМЕТ, г. Москва
Петрунин В.Ф. - МИФИ, г. Москва
Ремпель А.А. - ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург
Устинов В.В. - ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург
Шмаков А.А. - МИФИ, г. Москва

Программный комитет

Иевлев В.М.	- председатель, МГУ, г. Москва
Бузник В.М.	- зам. председателя, НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, г. Москва
Баринов С.М.	- зам. председателя, ИМЕТ РАН, г. Москва
Бойнович Л.Б.	- ИФХЭ РАН, г. Москва
Гудилин Е.А.	- МГУ, г. Москва
Кожевников В.Л.	- ИХТТ УрО РАН, г. Екатеринбург
Костиков В.И.	- МИСИС, г. Москва
Кузнецов Н.Т.	- ИОНХ РАН, г. Москва
Леонтьев Л.И.	- Президиум РАН, г. Москва
Лукашин А.В.	- МГУ, г. Москва
Мелихов И.В.	- МГУ, г. Москва
Мясоедов Б.Ф.	- ГЕОХИ РАН, г. Москва
Рыбин В.В.	- СПбГПУ, г. Санкт-Петербург
Счастливцев В.М.	- ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург
Хохлов А.Р.	- МГУ, г. Москва
Цивадзе А.Ю.	- Президиум РАН, г. Москва
Чарушин В.Н.	- ИОС УрО РАН, г. Екатеринбург
Шабанов В.Ф.	- ИФ СО РАН, г. Красноярск
Шевченко В.Я.	- ИХС РАН, г. Санкт-Петербург

Консультативный комитет

Каблов Е.Н.	- председатель, Президиум РАН, г. Москва
Алдошин С.М.	- зам. председателя, Президиум РАН, ФИЦ ПХФ и МХ РАН, г. Черноголовка
Алфимов М.В.	- ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, г. Москва
Банных О.А.	- ИМЕТ РАН, г. Москва
Болдырев В.В.	- ИХТТМ СО РАН, г. Новосибирск
Золотов Ю.А.	- МГУ, г. Москва
Пармон В.Н.	- Президиум СО РАН, г. Новосибирск
Сергиенко В.И.	- Президиум ДВО РАН, г. Владивосток
Тартаковский В.А.	- ИОХ РАН, г. Москва

Исполнительный комитет

Добаткин С.В.	- председатель, ИМЕТ РАН, г. Москва
Рыбальченко О.В.	- ученый секретарь, ИМЕТ РАН, г. Москва
Просвирнин Д.В.	- ИМЕТ РАН, г. Москва
Мартыненко Н.С.	- ИМЕТ РАН, г. Москва
Лукьянова Е.А.	- ИМЕТ РАН, г. Москва
Страумал П.Б.	- ИМЕТ РАН, г. Москва
Темралиева Д.Р.	- ИМЕТ РАН, г. Москва

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ

РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ И КРИТИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Алымов М.И.
Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, г.Черноголовка
alymov@ism.ac.ru

Методы и режимы синтеза металлических порошков определяют гранулометрический и фазовый состав и их свойства. Примеси внедрения оказываю значительное влияние на уплотняемость порошков и свойства компактов из них. При синтезе, пассивации и хранении порошков на поверхности частиц формируется защитный оксидный слой.

Пассивация заключается в создании тонкой защитной пленки на поверхности частиц, которая препятствует их самовозгоранию. Разработаны научно обоснованные методы подбора режимов и длительности пассивации металлических нанопорошков. Предложена и впервые осуществлена пассивация нанопорошков металлов в потоке сухого воздуха при пониженной температуре. Пассивация надежно обеспечивает стабильность наночастиц при комнатной температуре на воздухе и позволяет проводить последующие технологические операции с нанопорошками на воздухе.

С уменьшением размеров частиц содержание оксидов и кислорода в порошках значительно увеличивается. Наличие оксидного слоя на поверхности частиц приводит к существованию ограничения в соотношении дисперсности и содержания примесей внедрения в порошках.

При уплотнении порошков происходит перемещение частиц как целого друг относительно друга и деформация частиц. Наличие толстого оксидного слоя препятствует сцеплению части между собой. Наличие сдвиговой компоненты давления прессования способствует уплотнению порошков. Частицы менее некоторого критического размера становятся бездислокационными и не могут пластически деформироваться, что затрудняет их уплотнение в условиях низких температур.

Уплотнение порошков при повышенных температурах позволяет интенсифицировать процесс консолидации и сохранить необходимый размер зерна. Повышение давления прессования позволяет снизить температуру спекания и добиться минимального размера зерна и пористости.

Минимальное значение размера пор определяется свойствами материала (предел текучести, коэффициент поверхностного натяжения), величиной давления газа внутри поры и внешнего давления.

Результаты исследования влияния внутреннего давления газа в поре или в трещиновидном дефекте на величину критического напряжения разрушения позволили получить аналитическое выражение зависимости критического напряжения разрушения от внутреннего давления газа в поре.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00126.

Список используемой литературы:

[1] М.И. Алымов. Порошковая металлургия нанокристаллических материалов. М.: Академиздат, 2007 г.

[2] М.И. Алымов, Н.М. Рубцов, Б.С. Сеплярский. Волны горения в конденсированных средах: инициирование, критические явления, размерные эффекты. – М.: РАН, 2020 г.

[3] Материалообразующие высокоэкзотермические процессы: металлотермия и горение систем термитного типа / под ред. М.И. Алымова. М.: РАН, 2021 г.

[4] М.И. Алымов, С.И. Аверин. // Физика и химия обработки материалов. 2019. № 4. с. 46-49.

[5] Е.М. Морозов, М.И. Алымов. // Доклады Российской академии наук. Химия, науки о материалах. 2021. Т. 501. № 6. с. 56-58.

ДИСКЛИНАЦИИ В НАНОМАТЕРИАЛАХ

Романов А.Е. [1,2]

[1]*Университет ИТМО, г.Санкт-Петербург*

[2]*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г.Санкт-Петербург*

alexey.romanov@niuitmo.ru

Дается краткий обзор свойств дисклинаций – дефектов ротационного типа в твердых телах [1]. Рассматриваются номенклатура, геометрия и силовые характеристики прямолинейных дисклинаций и дисклинационных петель [2,3]. Обсуждаются аналитические решения задач теории упругости для экранированных дисклинаций, включая задачи о дисклинационных мультиполях и об изолированных дисклинационных дефектах в ограниченных по объёму материальных объектах [2-4].

Найденные решения используются для предсказания поведения дисклинаций в микро- и нанобъектах и для объяснения ряда эффектов физико-механического поведения наноматериалов. Показано, что свойства дисклинаций становятся определяющим фактором при рассмотрении ротационной пластичности в твердых телах [2,3], границ зерен и их стыков в обычных поли- и нанокристаллических материалах [5], пентагональных

стержней и икосаэдрических микро- и наночастиц [6,7], доменов и двойников в нанопленках сегнетоэлектриков [8,9], дефектов в графене и псевдографенах [10-12].

Автор благодарен РНФ за поддержку по гранту No 19-19-00617.

Список используемой литературы:

[1] A.E. Romanov, A.L. Kolesnikova, Prog. Mater. Sci. **54** (2009) 740-769.

[2] В.И. Владимиров, А.Е. Романов. Дисклинации в кристаллах, 1986, Л., Наука, 224 с.

[3] A.E. Romanov and V.I. Vladimirov, in F.R.N. Nabarro ed. Dislocations in Solids, North-Holland, Amsterdam, 9 (1992) 191-402.

[4] A.E. Romanov, A.L. Kolesnikova, Rev. Adv. Mater. Techn. 3 (2021) 55-95.

[5] A.A. Nazarov, A.E. Romanov, R.Z. Valiev, Acta Metal. Mater. 41 (1993) 1033-1040.

[6] V.G. Gryaznov, J. Heydenreich, A.M. Kaprelov, S.A. Nepijko, A.E. Romanov, J. Urban, Cryst. Res. Techn. 34 (1999) 1091-1119.

[7] L.M. Dorogin, S. Vlassov, A.L. Kolesnikova, I. Kink, R. Lohmus, A.E. Romanov, Phys. Stat. Sol. (b) 247 (2010) 288-298.

[8] J.S. Speck, A.C. Daykin, A. Seifert, A.E. Romanov, W. Pompe, J. Appl. Phys. 78 (1995), 1696-1706.

[9] A.E. Romanov, M.J. Lefevre, J.S. Speck, W. Pompe, S.K. Streiffer, C.M. Foster., J. Appl. Phys. 83 (1998) 2754-2765.

[10] A.E. Romanov, A.L. Kolesnikova, T.S. Orlova, I. Hussainova, V.E. Bougrov, R.Z. Valiev, Carbon 81 (2015) 223-231.

[11] A.E. Romanov, M.A. Rozhkov, A.L. Kolesnikova, Lett. Mater. 8 (2018) 384-400.

[12] N.D. Abramenko, M.A. Rozhkov, A.L. Kolesnikova, A.E. Romanov, Rev. Adv. Mater. Techn. 2 (2020) 9-26.

СВЕРХПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

Валиев Р.З.
Уфимский университет науки и технологий, г.Уфа
Санкт-Петербургский государственный университет, г.Санкт-Петербург
ruslan.valiev@ugatu.su

В последние годы для получения объемных наноструктурных материалов с ультрамелкими зернами разработан ряд методов, среди которых особый интерес представляет использование интенсивной пластической деформации (ИПД), сочетающей обработку материалов сильными деформациями при высоких приложенных давлениях [1].

Интерес к применению объемных наноструктурных металлов связан с рядом преимуществ: это возможность их эффективного получения методами ИПД, включая РКУП-Конформ, а также возможность использования этих материалов для создания новых видов продукции с уникальными заданными свойствами. В настоящее время все большее внимание привлекают наноструктурные материалы для работы в экстремальных средах и нагрузках, требующих как исключительной прочности, так и повышенных функциональных свойств.

В данном докладе рассматриваются принципы наноструктурирования различных металлических материалов методами ИПД, связанные с формированием ультрамелких зерен и развитием необычных фазовых превращений, приводящих к образованию зернограничных сегрегаций и наноразмерных выделений вторичных фаз. Наноструктурирование позволяет получать материалы с улучшенными многофункциональными свойствами, сочетающие высокие механические (очень высокая прочность и пластичность, сверхпластичность) и функциональные свойства (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.). Особое внимание уделено примерам инновационного применения многофункциональных наноматериалов в медицине и технике, в частности в экстремальных условиях, когда материалы одновременно подвергаются большим нагрузкам, коррозии и эрозии.

Список используемой литературы:

[1] R.Z. Valiev, B. Straumal and T.G. Langdon // Ann. Rev. Mater. Res. V.52. P.357

ПРЕДЕЛЬНОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПРИ УПОРЯДОЧЕНИИ ПО ТИПУ B2 НА ПРИМЕРЕ СИСТЕМЫ Pd-Cu

Иевлев В.М., Горбунов С.В., Донцов А.И., Касьянов В.С., Морозова Н.Б., Рошан Н.Р., Сериков Д.В., Солнцев К.А., Трунькин И.Н., Хмелевская Т.Н.
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

Обоснование выбора системы: хорошие показатели по водородопроницаемости упорядоченной по типу B2 структуры ($\alpha_{гцк} \rightarrow \beta_{цк}$, типа CsCl), претендент для создания мембран глубокой очистки водорода, не происходит гидридизация и, соответственно, дилатация; полное упорядочение в широком интервале концентраций и температур [1]; обратимость $\alpha \leftrightarrow \beta$ в цикле нагревание – охлаждение.

Упорядочение происходит по модели Бейна путем дискретного зарождения в пределах зерен α-фазы и последующего образования однокристального зерна β-фазы.

Процесс зарождения β-фазы начинается с образования центрированных кубических структурных единиц: атом Pd окруженный восьмью атомами Cu. Обоснованием последнего служит соответствующее соотношение электронной плотности, уменьшение скорости процесса упорядочения с увеличением концентрации меди относительно эквиатомной, предельно малая скорость процесса упорядочения α-фазы эквиатомного состава, что обусловлено меньшей вероятностью зарождения в результате её спинодального распада.

При предельном отклонении состава α-фазы от эквиатомного (36 ат.%Pd-64ат.%Cu) методом рентгеновской дифрактометрии регистрируется полное упорядочение, что объясняется образованием структурных единиц с замещением дефицита палладия атомами меди.

Приведенные на рисунке ПЭМВР характеризуют предельное наноструктурирование при упорядочении α-фазы указанного выше состава (а) и α-фазы состава, близкого к эквиатомному (б).

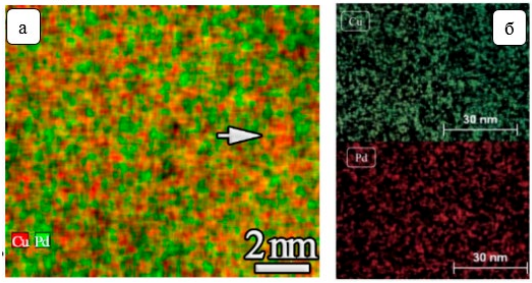


Рисунок 1 – ПЭМВР изображения предельно наноструктурированной упорядоченной фазы-β а) первого состава б) второго состава.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00767, https://rscf.ru/project/23-19-00767/

Список используемой литературы:

[1] P.R. Subramanlan and D.E. Laughlin Cu-Pd (Cupper-Palladium) / Journal of Phase Equilibria. 1991. V. 12. No. 2. P. 231-243.

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ: ОТ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ К ГЕТЕРОФАЗНЫМ КОМПОЗИЦИЯМ

Левашов Е.А.*, Курбаткина В.В., Погожев Ю.С., Потанин А.Ю., Логинов П.А.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г.Москва

**levashov@shs.misis.ru*

Изучены механизм и стадийность образования $(Zr_{1-x}Ta_x)B_2$, $(Hf_{1-x}Ta_x)B_2$, $(Zr_{1-x}Nb_x)B_2$, $(Hf_{1-x}Nb_x)B_2$ методом СВС. В зоне прогрева реализуется газотранспортный механизм с участием летучих субоксидов бора, в зоне горения формируется расплав на основе циркония (гафния), содержащий первичные кристаллы боридов. Твердый раствор диборидов образуется в зоне дореагирования. Сочетанием СВС и горячего прессования получены керамики различной стехиометрии с содержанием Ta в $(Zr_{1-x}Ta_x)B_2$ до 27 ат.%, а твердые растворы $(Hf_{0,8}Ta_{0,2})B_2$ и $(Hf_{0,6}Ta_{0,4})B_2$ показали рекордные значения HV до 70 ГПа, E до 590 ГПа, λ = 55 Вт/(м·К), что выше твердости cBN и сопоставимо с поликристаллическим алмазом. Изучены структура и свойства карбидов (Ta,Zr)C, (Ta,Hf)C, (Nb,Zr)C, (Ta,Nb,Zr)C, (Hf,Ta,Ti,Nb,Zr)C, (Hf,Ta,Nb,Zr)C. Благодаря образованию слоя оксикарбида, блокирующего диффузию кислорода, они имеют высокую жаро- и термостойкость в высокоэнтальпийных потоках окислительного газа. Исследованы особенности синтеза, структура и грансостав СВС-порошков состава HfB_2–HfC, когда каждая частица обладает гетерофазной структурой и состоит из субмикронных и наноразмерных зерен HfB_2 и HfC. Разработаны керамико-матричные композиты (КМК) на основе HfB_2, $(Hf,Ta)B_2$ и $(Zr,Ta)B_2$, обладающие высокой прочностью, термической и окислительной стойкостью. Изучены механизмы высокотемпературной деформации и окисления. Процесс окисления контролируется образованием гетерогенной оксидной пленки на основе боросиликатного стекла, модифицированного гафнием, с распределенными в нем частицами $HfSiO_4$/HfO_2. В случае КМК на основе $(Hf,Ta)B_2$ и $(Zr,Ta)B_2$ окисление приводит к формированию пленки со слоем боросиликатного стекла,

модифицированного Hf,Ta и подслоем из $HfSiO_4/HfO_2$ или $ZrSiO_4/ZrO_2$. Получены гетерофазные керамики ZrB_2-$ZrSi_2$-$MoSi_2$, HfB_2-$HfSi_2$-$MoSi_2$, ZrB_2-TaB_2-$TaSi_2$, окисление которых определяется формированием многослойных структур, состоящих из SiO_2–B_2O_3 и подслоев ZrO_2, $ZrSiO_4$ или HfO_2, $HfSiO_4$. Представляют интерес также композиции в системах (Zr,Ta)B_2-$TaSi_2$, SiC-$TaSi_2$-TaC-SiC_{nw}, SiC-TaC.

С помощью интегральной технологии, сочетающей операции СВС-СЛС-ГИП-ТО, получены сплавы на основе алюминидов никеля и титана. Высокий уровень жаропрочности при 900 °С ($\sigma_в$ = 575 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 498 МПа; ε = 62%) с энергией активации ползучести Q = 775 кДж/моль обусловлен выделением наноразмерных фаз Лавеса Co_2Nb, Cr_2Nb, Гейслера Ni_2AlHf и карбидов $(Hf_xNb_y)C$, измельчающих зерна и препятствующих зернограничной диффузии. Основными механизмами деформации являются: скольжение и переползание дислокаций, а также сдвиг кристаллической решетки матричной фазы.

Высокую жаростойкость и жаропрочность показал наномодифицированный титановый сплав TNM-B1, полученный по технологии СВС-ГИП-ТО. Термообработка (ТО) позволила преобразовать структуру сплава из глобулярной в частично ламеллярную. При одноосной осадке в интервале температур 800 – 1100 °С сплав с ламеллярной структурой превзошел сплав с глобулярной структурой. Определена скорость установившейся ползучести в широком интервале сжимающих напряжений, а энергия активации составила Q= 650 кДж/моль. При ползучести сплавов с глобулярной структурой доминирующими являются дислокационные механизмы, а сплавов с ламеллярной структурой - сочетание дислокационных механизмов, двойникования, динамической рекристаллизации и динамического восстановления.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект государственного задания 0718-2020-0034).

ПЛАЗМЕННЫЕ ПРОЦЕССЫ И АППАРАТЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБРАБОТКИ НАНОДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Самохин А.В.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

asamokhin@imet.ac.ru

В докладе обобщены результаты исследований и разработок ИМЕТ РАН по следующим направлениям:

- плазмохимические процессы получения нанопорошков металлов и их неорганических соединений для изготовления наноструктурных материалов;

- плазменные процессы получения нанокомпозитных металлических порошков со сферической формой частиц для современных аддитивных технологий.

Плазмохимический синтез является универсальным методом получения нанопоршков элементов и их различных неорганических соединений и композиций в контролируемой высокотемпературной газовой среде – инертной, восстановительной и окислительной, создаваемой электроразрядными генераторами. Помимо нанопорошков индивидуальных элементов и соединений плазмохимическим синтезом могут быть получены нанокомпозитные порошки, в том числе порошки, состоящие из наночастиц со структурой «ядро – оболочка». Примерами таких нанокомпозитных порошков могут служить синтезированные порошки систем Me – C, W – Cu, W – Ni – Fe.

Плазменные технологии получения нанопорошков реализованы в многоцелевой автоматизированной плазмохимической установке ИМЕТ РАН на базе электродугового плазмотрона номинальной мощностью 40 кВт. Установка обеспечивает возможность получения нанопорошков металлов и их неорганических соединений (оксидов, карбидов, нитридов, боридов и др.) с производительностью до 0.5 кг/ч и может использоваться как для проведения НИР, так и для изготовления партий нанопорошков в производственных условиях.

Рассмотрены и проиллюстрированы на конкретных примерах технологии производства нанопорошков элементов, металлов и соединений методами плазменного восстановления и синтеза и перспективные области их применения.

Аддитивные технологии (АТ) являются новым ведущим направлением изготовления изделий из металлов и сплавов. Нанопорошки не могут быть непосредственно использованы в разрабатываемых в настоящее время АТ, однако на основе нанопорошков тугоплавких соединений и металлических микропорошков могут быть получены плотные нанокомпозитные микропорошки со сферической формой частиц. Например, при использовании механообработки смеси нано- и микропорошков с последующей обработкой полученных композитных микрогранул в потоке плазмы для их уплотнения и придания частицам сферической формы. Другим, интенсивно развивающимся подходом к изготовлению сферических наноструктурных композитных микропорошков является процесс, состоящий из последовательности основных стадий:

- плазмохимический синтез нанокомпозитного порошка;
- распылительная сушка наносуспензии с получением пористых наноструктных микрогранул и их классификация;
- обработка микрогранул в потоке термической плазмы с получением порошка, состоящего из плотных нанокомпозитных сферических частиц.

Использование такого порошка в АТ позволяет получать компакты, обладающие субмикронной структурой.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00112.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЛАЗЕРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Колобов Ю.Р. [1,2]
[1]ФИЦ ПХФ и МХ РАН, г.Черноголовка
[2]МГУ имени М.В. Ломоносова, г.Москва
kolobov@icp.ac.ru

На основе результатов выполненных в последние годы при участии автора экспериментальных исследований и компьютерного моделирования процессов модификации микроструктуры, физико-химических и механических свойств металлов, сплавов и защитных покрытий при различных видах импульсных ударно-волновых воздействий проведен сравнительный анализ закономерностей и физических механизмов фазовых и структурных превращений в приповерхностных слоях и объеме изученных материалов, в совокупности с влияния таких превращений на указанные выше свойства.

На примере титана и сплавов на его основе (в том числе никелида титана), стали и других материалов проведен сравнительный анализ особенностей значительного (вплоть до формирования наноструктурного, субмикрокристаллического и аморфного (на примере никелида титана) измельчения микроструктуры при ударно-волновом взрывном нагружении, воздействии лазерными импульсами короткой (наносекундной) и ультракороткой (фемтосекундной) длительности, а также при облучении мощными ионными пучками углерода. Обсуждается проявляющаяся как закономерность физическая природа процессов наноструктурирования тонких приповерхностных слоев и объема материалов при различных рассмотренных выше импульсных воздействиях. Рассматриваются особенности фазовых превращений с формированием фаз высокого

давления и инициируемого сдвиговой деформацией «холодного» плавления при ударно-волновом воздействии лазерными импульсами фемтосекундной длительности.

Специальное внимание уделено вопросу влияния модификации структурно-фазового состояния тонких (толщиной до 3-5мкм) приповерхностных слоев пластинчатых (толщиной до 1мм) образцов поликристаллических металлов и сплавов (на примере титана и сплава Ti-6Al-4V) на их механические свойства при квазистатическом и циклическом нагружении.

Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного задания по темам № госрегистрации АААА-А19-119111390022-2 и АААА-А19-119022690098-3.

Список используемой литературы:

[1] Y. R. Kolobov //Russian Physics Journal. 2018. Т. 61. №. 4. С. 611-623.

[2] Y.R. Kolobov, S.S. Manokhin, A.Y. Kolobova et al.//Technical Physics Letters. 2016. Т. 42. № 9. # 959-962.

[3] Yu. R. Kolobov, E. A. Korneeva, I. N. Kuz'menko et al. // Technical Physics. 2018. Т. 63. №. 3. # 385-390.

[4] Yu. R. Kolobov, E.V. Golosov, S. Kudryashov et al. //Appl. Phys. A (2015) 119:241 #247

[5] V. A. Khokhlov, V. V. Zhakhovsky, Yu. R. Kolobov et al. //JETP Letters. 2022. Т. 115. №. 9. # 523-530.

[6] V. Zhakhovsky, Yu. Kolobov, S. Ashitkov et al. // Physics of Fluids. 2023. Vol.35 №9 # 096104.

СТРУКТУРА, СОСТОЯНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА НИОБИЯ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Попов В.В. *, Осинников Е.В., Попова Е.Н.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г.Екатеринбург

** vpopov@imp.uran.ru*

Выполнено исследование структуры и состояния границ зерен (ГЗ) в Nb, подвергнутом интенсивной пластической деформации (ИПД) методом кручения под высоким давлением (КВД). Проведенные исследования показали, что при относительно небольшой деформации КВД (0.5-1 оборот) в Nb формируется структура, неоднородная по радиусу образца, и

большинство границ зерен (ГЗ) тонкие и прямые. С увеличением степени деформации неоднородность уменьшается, и после деформации на 5 оборотов формируется однородная по радиусу нанокристаллическая структура. В образцах, продеформированных на 3-5 оборотов, значительная часть ГЗ неровные и искривленные, с зубцами и ступеньками, что косвенно свидетельствует об их деформационно-модифицированном (неравновесном) состоянии.

Для определения состояния границ зерен выполнены диффузионные и мессбауэровские исследования и определена относительная энергия ГЗ.

В результате исследований зернограничной диффузии Co в Nb, проведенных методом послойного радиометрического анализа, показано, что коэффициент зернограничной диффузии в Nb, полученном КВД, на несколько порядков больше коэффициента диффузии в крупнокристаллическом Nb с обычными релаксированными высокоугловыми ГЗ.

Эмиссионные месбауэровские исследования показали, что ГЗ в УМЗ Nb, полученном КВД, имеют избыточный свободный объем.

Методом измерения двугранного угла канавок химического травления с использованием туннельной микроскопии определены относительные энергии ГЗ в крупнозернистом Nb и ультрамелкозернистом (УМЗ) Nb, полученном КВД с различной степенью деформации. Показано, что средняя относительная энергия ГЗ в УМЗ образцах Nb значительно больше средней относительной энергии ГЗ отожженного крупнокристаллического образца, и с увеличением степени деформации она увеличивается.

Таким образом, проведенные исследования показали, что ГЗ в Nb, полученном КВД, являются путями сверхбыстрой диффузии, имеют избыточный свободный объем и повышенную относительную энергию ГЗ. Все это свидетельствует, что границы зерен в Nb, полученном КВД, находятся в неравновесном состоянии.

Проведена оценка, какой вклад в упрочнение дает измельчение зерна и неравновесные ГЗ, которые, по мнению некоторых авторов [1], являются источниками дальнодействующих полей упругих напряжений.

Проведенный анализ показал, что основным фактором упрочнения в Nb, продеформированном КВД, является измельчение зерен.

Методами рентгеноструктурного анализа в образцах Nb, подвергнутых КВД, определена величина микронапряжений, источником которых могут быть неравновесные ГЗ, и показано, что она значительно меньше упрочнения, обусловленного измельчением зерен.

Таким образом, однозначно доказано, что при КВД в Nb формируются неравновесные ГЗ, однако их вклад в упрочнение

относительно невелик, а основным фактором упрочнения в рассматриваемом случае является измельчение зерен.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № № 21-13-00063, https://rscf.ru/project/ 21-13-00063.

Список используемой литературы:

[1] A.A. Nazarov, A.E. Romanov, R.Z. Valiev // Acta Metall. Mater. 1993. V. 41. No 4. P. 1033-1040.

СОВРЕМЕННЫЕ НАУЧНЫЕ ИНСТРУМЕНТЫ ДЛЯ НАНОМАСШТАБНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ МАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Козодаев Д.А., Костромин С.В., Трусов М.А.
ООО «АКТИВНАЯ ФОТОНИКА», г.Москва, Зеленоград
info@ntmdt-russia.com

Мы представляем на конференции «НАНО-2023» новейшее научное оборудование для исследований магнитных материалов с наномасштабным пространственным разрешением производства Группы компаний «НТ-МДТ» (ИНН 7735184244), одного из ведущих разработчиков оборудования для зондовой микроскопии и спектроскопии, а также других научных инструментов высокого класса для экспериментальных исследований в области нанотехнологий.

Многим исследователям, как в России, так и за рубежом, хорошо известна линейка зондовых микроскопов Ntegra, созданная с участием специалистов нашей команды. Эти приборы отлично зарекомендовали себя в научном сообществе, как инструменты высокого класса, отлично подходящие для решения сложных задач с исследованием различных физических свойств образца синхронно с топографической съемкой, в частности электрических, магнитных, механических (более подробно о комплексных СЗМ методиках измерений можно прочесть в книге [1]).

С момента выпуска первой серии Ntegra прошло уже почти 20 лет. Все эти годы мы продолжали совершенствовать аппаратную часть, вести новые разработки компонент прибора, развивать возможности нашего программного обеспечения в части применения нестандартных методик СЗМ и средств обработки данных. На конференции мы представим наш новый управляющий СЗМ контроллер, отличающийся рекордными возможностями в части функционала обработки сигналов, низкими шумами электроники, гибким конфигурированием, и открытой архитектурой,

позволяющей упростить интеграцию наших СЗМ в более сложные экспериментальные нанотехнологические комплексы.

Также на конференции мы представим нашу новейшую разработку – генератор магнитного поля на основе постоянных магнитов, позволяющий в ходе СЗМ экспериментов наводить на образце тангенциальное поле величиной до 0.25 Тл и нормальное поле величиной до 0.11 Тл, без использования каких-либо систем охлаждения. В сочетании с нашим новым управляющим ПО такой программно-аппаратный комплекс позволит исследователям получить новые интересные результаты в экспериментах в режиме магнитно-силовой микроскопии (об этом СЗМ методе подробно написано в книгах [2, 3]), примеры которых мы также будем рады продемонстрировать слушателям и гостям Конференции.

Список используемой литературы:

[1] D.A. Bonnell. Scanning Probe Microscopy and Spectroscopy (2 ed.). Wiley-VCH, 2000.

[2] M. De Graef, Y. Zhu. Magnetic Imaging and Its Applications to Materials: Experimental Methods in the Physical Sciences. Academic Press, 2001.

[3] H. Hopster, H.P. Oepen. Magnetic Microscopy of Nanostructures. Springer, 2005.

СЕКЦИЯ 1

Фундаментальные основы синтеза нанопорошков

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

Приглашенный доклад

СМАЧИВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ВТОРОЙ ТВЕРДОЙ ФАЗОЙ В НАНОМАТЕРИАЛАХ

Страумал Б.Б. [1]*, Корнева А.[2], Когтенкова О.А. [1], Горнакова А.С. [1], Страумал А.Б. [3], Давдян Г.С.[1], Герштейн Г.И.[4], Храпова Н.Н. [1], Страумал П.Б.[5]

[1] Институт физики твёрдого тела им. Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, г.Черноголовка

[2] Институт металлургии и материаловедения им. А. Крупковского Польской академии наук, г.Краков, Польша

[3] НИИ селекции, семеноводства и агротехнологии выращивания хлопка им. Г.С. Зайцева, пос. Салар, Ташкентский вилаят, Узбекстан

[4] Институт материаловедения, Ганноверский университет им. Г.В. Лейбница, г.Ганновер, Германия

[5] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

**straumal@issp.ac.ru*

Границы зерен (ГЗ) могут смачиваться второй фазой. Эта фаза может быть не только жидкой (или расплавленной), но и твердой. Смачивание ГЗ может быть неполным (частичным) или полным. При неполном (частичном) смачивании жидкость образует в ГЗ капли, а вторая твердая фаза образует цепочку (обычно двояковыпуклых) выделений. Капли или частицы имеют ненулевой угол смачивания с ГЗ. При полном смачивании ГЗ вторая фаза (жидкая или твердая) формируется на границах между зернами матрицы сплошные прослойки. Эти прослойки полностью отделяют кристаллы матрицы друг от друга. Смачивание ГЗ второй твердой фазой имеет ряд важных отличий от смачивания ГЗ расплавом. В последнем случае контактный угол всегда уменьшается с ростом температуры. Если смачивающая фаза твердая, угол смачивания также может увеличиваться с повышением температуры. Более того, за переходом от частичного к полному смачиванию может последовать противоположный переход от полного к частичному смачиванию ГЗ. Тройные стыки ГЗ полностью смачиваются в более широком температурном интервале, чем сами границы (Рис. 1). Поскольку фаза 2 также твердая, она также содержит ГЗ. Это означает, что не только фаза 2 может смачивать ГЗ в фазе 1, но, наоборот, фаза 1 может смачивать ГЗ в фазе 2. Смачивание ГЗ второй твердой фазой наблюдалось в сплавах на основе Al, Mg, Co, Ni, Fe, Cu, Zr, Ti, а также в многокомпонентных сплавах,

в том числе высокоэнтропийных. Это может серьезно влиять на различные свойства материалов.

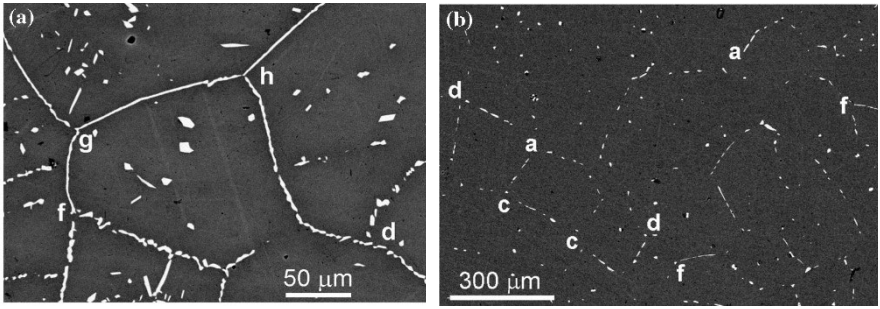


Рисунок 1 – Микроструктура сплавов Cu–In, отожженных при 430 °C (а) и 520 °C (б). Матрица (Cu) на микрофотографиях выглядит черной. δ-фаза, смачивающая ГЗ и тройные стыки, выглядит белой.

Исследование проведено при финансовой поддержке Минобрнауки России (соглашение № 075-15-2021-945, ЭБ № 13.2251.21.0013).

Приглашенный доклад

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ПОЛЕЙ И ПРОЦЕССА ГЕНЕРИРОВАНИЯ ЗАРЯДОВ В НИТРАТ-ОРГАНИЧЕСКИХ ПРЕКУРСОРАХ В ХОДЕ ИХ ГОРЕНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ И СВОЙСТВА ФОРМИРУЮЩИХСЯ МАТЕРИАЛОВ

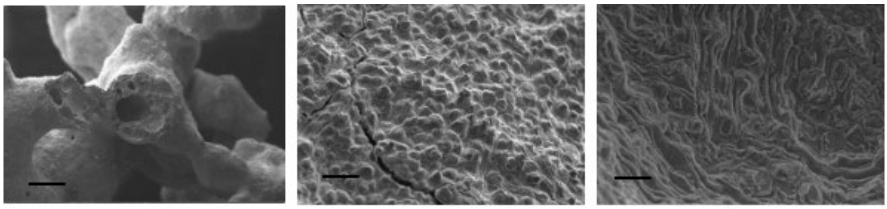
Остроушко А.А.*, Русских О.В., Кудюков Е.В., Гагарин И.Д., Жуланова Т.Ю., Пермякова А.Е.
Уральский федеральный университет, г.Екатеринбург
**alexander.ostroushko@urfu.ru*

При синтезе сложнооксидных материалов в реакциях горения нитрат-органических прекурсоров было обнаружено явление генерирования в получаемых порошках зарядов высокой плотности [1, 2]. Указанный метод так называемого растворного горения или Solution Combustion Syntesis широко используется для получения широкого круга функциональных материалов, к которым относятся сложные оксиды, обладающие магнитными свойствами, такие как допированный манганит лантана, гексаферрит стронция со структурой, соответственно, типа перовскита и магентоплюмбита и др.

Исходя из предположения о наличии влияния генерирования зарядов и внешних электромагнитных полей на морфологию и магнитные

характеристики получаемых сложнооксидных систем, были проведены исследования такого влияния. В качестве органического компонента (комплексообразующего топлива) в прекурсорах, содержащих нитраты соответствующих металлов, использовали такие вещества как глицин, поливиниловый спирт, поливинилпирролидон и др. Синтез порошков проводили как в отстутсвтие внешнего поля, так и под воздействием переменного электромагнитного поля, постоянного магнитного поля различной напряженности. Изучены гистерезисные свойства полученных материалов, получены данные о температуре Кюри, а также магниторезистивном и магнетокалорическом эффекте для образцов манганитов.

Результаты исследований показали, что сочетание генерирования зарядов средней интесивности (измеренная разность потенциалов земля – перкурсор порядка десяти вольт) в сочетании с воздействием магнитного поля умеренной напряженности (1-2 кЭ) позволяют оптимизировать характеристики материалов, в частности, получить высококоэрцитивные образцы. Одной из причин этого, по-видимому, является суперпозиция потенциалов взаимного электростатического отталкивания получаемых сложнооксидных частиц, с другой стороны – их магнитное взаимодействие. Проведена оценка хода результирующих потенциальных кривых в зависимости от расстояния между частицами. Обнаружено достаточно яркое проявление текстурирования гексаферрита стронция при синтезе из глицин-нитратных прекурсоров (рис. 1).



а б в

Рисунок 1 – Внешний (а), (б) и внутренний (в) вид текстурированных ансамблей частиц; масштаб, соответственно, 100, 10 и 2 мкм

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-23-00718.

Список используемой литературы:

[1] A.A. Ostroushko, O.V. Russkikh, T.Y. Maksimchuk. Ceram. Int. 2021. V. 47. № 15. P. 21905-21914.

[2]. A.A. Ostroushko, T.Y. Maksimchuk, A.E. Permyakova et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2022. V. 67. № 6. P. 799-809.

ПОСТСИНТЕТИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ НАНОКРЕМНИЯ: СТРУКТУРА, ОПТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Дорофеев С.Г. [1]*, Винокуров А.А. [1], Бубенов С.С. [1], Попеленский В.М. [1], Сапков И.В. [1], Кононов Н.Н. [2], Кузнецова Т.А. [1]

[1] *Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, г.Москва*

[2] *Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук, г.Москва*

** dorofeev_sg@mail.ru*

Широкая распространённость в природе, нетоксичность, высокая подвижность и низкая собственная концентрация носителей заряда в монокристаллах, качественная пассивация поверхности собственным оксидом сделали кремний основой современной полупроводниковой электроники. Единственный его недостаток – непрямозонность, из-за которой практически полностью подавлена люминесценция и на 1-2 порядка снижен коэффициент поглощения света по сравнению с прямозонными полупроводниками. При переходе к наноразмерам, особенно к квантовым точкам (для кремния удвоенный Боровский радиус ~10 нм), влияние непрямозонности снижается, кроме того, появляется возможность получать золи и делать из них плёнки на больших площадях дешёвыми методами, например, струйной печатью, что обусловливает большой интерес к нанокремнию.

В работе легировали наночастицы кремния, полученные разложением силана в фокусе CO_2-лазера и в тлеющем разряде. Для этого порошок нанокремния отжигали в парах прекурсора примеси при 500-1000°C. Исследовали примеси B, P, S, Se и Te. Избыток примесей и побочно образующиеся соединения удаляли травлением.

При введении бора и фосфора морфология наночастиц не менялась в то время, как при использовании халькогенов происходила перекристаллизация нанокремния с образованием огранённых частиц большего размера (Рисунок 1), причём в случае серы и селена часть частиц имела структуру политипов гексагональной модификации кремния (2H, 4H). При использовании серы и теллура также образовывались кремниевые стержни микронных размеров с гексагональным (S) и квадратным (Te) сечением. В докладе будут обсуждены УФ-видимый и ИК-спектры поглощения легированного нанокремния, а также вольт-амперные характеристи полученных из него плёнок и отдельных стержней.

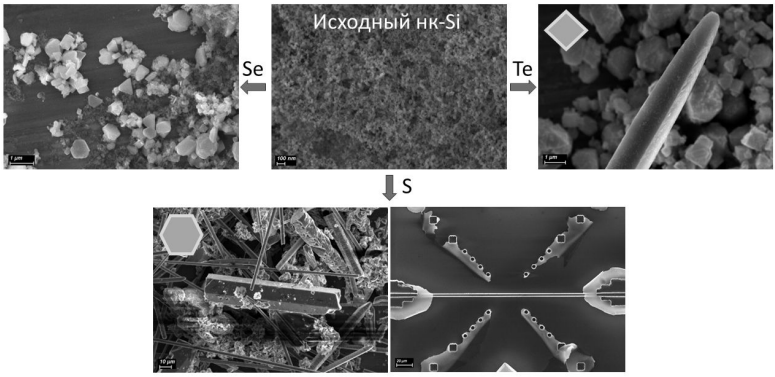


Рисунок 1 – Результаты отжигов нк-Si в парах халькогенов

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 22-23-00540, https://rscf.ru/project/22-23-00540/.

ТРИКАЛЬЦИЙФОСФАТ, ДОПИРОВАННЫЙ ИОНАМИ Yb^{3+}, Ho^{3+}, Er^{3+}, В КАЧЕСТВЕ ЛЮМИНЕСЦЕНТНОГО МАТЕРИАЛА

Мальцев С.А.*, Баранов О.В., Никитина Ю.О., Петракова Н.В., Ашмарин А.А., Комлев В.С.
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва
sergmaltsev97@mail.ru

Одним из наиболее перспективных направлений современной неинвазивной медицины является повышение безопасности и качества визуальной диагностики процесса репарации дефектов костной ткани. Современные методы визуализации имеют ряд недостатков: низкую глубину проникновения ультрафиолетового (УФ) и видимого излучений в биологические ткани, нарушение жизнедеятельности клеток организма под воздействием излучения. Преодолеть данные ограничения возможно путем использования люминесцентных материалов, представляющих собой биосовместимую и биологически активную матрицу, обладающую способностью к фотолюминесценции в ИК-диапазоне, безопасностном для человека [1]. В качестве такой матрицы был выбран трикальцийфосфат (ТКФ), обладающий необходимыми функциональными свойствами, благодаря введению в его структуру ионов редкоземельных элементов (РЗЭ), например, иттербия, гольмия, эрбия. Ко всему прочему, размеры ионов РЗЭ позволяют им встраиваться в решётку ТКФ, занимая положение ионов кальция. Гольмий выполняет функцию люминесцентного центра,

испускающего фотоны с длиной волны 1194 нм и 1950 нм. Ионы эрбия и иттербия выступают в роли сенсибилизаторов, позволяя повысить интенсивность излучения [2].

Целью работы являлось получение и исследование порошков ТКФ, допированных иттербием, гольмием и эрбием, с повышенной интенсивностью испускаемого в ИК-диапазоне излучения. Синтез ТКФ проводили методом осаждения из растворов. В качестве исходных компонентов были использованы растворимые соли металлов, а именно нитрат кальция четырёхводный ($Ca(NO_3)_2•4H_2O$), нитрат эрбия пятиводный ($Er(NO_3)_3•5H_2O$), нитрат гольмия пятиводный ($Ho(NO_3)_3•5H_2O$), нитрат иттербия пятиводный ($Yb(NO_3)_3•5H_2O$), гидрофосфат аммония ($(NH_4)_2HPO_4$). К растворам металлов малыми порциями добавляли раствор гидрофосфата аммония. Для поддержания уровня pH=7 использовали водный раствор аммиака. Синтез проводили при перемешивании компонентов в течение 2 часов, затем полученный осадок отфильтровывали и высушивали в сушильном шкафу, после чего прокаливали в печи при температуре 1300 °C с выдержкой 1 час.

Для полученных порошков ТКФ, содержащих ионы РЗЭ, проведены исследования фазового и элементного состава, термической стабильности и люминесцентных свойств в зависимости от электронной структуры допирующих элементов и степени допирования.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-63-10056.

Список используемой литературы:

[1] F. Chen et al. // Biomaterials. 2012. V. 33. P. 6447-6455.

[2] У.А. Марьина, В.А. Воробьев, А.П. Марьин // Изв. вузов. Мат. электр. тех. 2017. Т. 20, №1.

ТЕХНОЛОГИЯ ЛАЗЕРНОГО СИНТЕЗА ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ ДЛЯ КАТАЛИТИЧЕСКИХ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ ПРИЛОЖЕНИЙ

Костюков А.И. [1,2]*, Нашивочников А.А. [1,2], Снытников В.Н. [1]

[1] *Институт катализа им. Г.К. Борескова Сибирского отделения Российской академии наук, г.Новосибирск*

[2] *Новосибирский государственный университет, г.Новосибирск*

* *ant.kostyukov@mail.ru*

В настоящее время лазерные технологии являются одними из передовых и активно развивающихся областей в мировой науке и

промышленности. Одним из ключевых направлений в таких технологиях является развитие методов обработки и создания новых функциональных наноматериалов. Современные исследования наноматериалов различного практического назначения связаны с возможностью качественного и количественного изменения свойств наночастиц в нанометровом масштабе. Поэтому конкретная задача, решаемая в рамках проводимых исследований, заключалась в отработке технологии лазерного газофазного синтеза широкого класса функциональных наноматериалов с управляемыми характеристиками для различных практических приложений.

В докладе будут представлены результаты по лазерному синтезу широкого класса функциональных наноматериалов с управляемыми характеристиками для каталитических и люминесцентных приложений. При помощи оригинальной установки с использованием CO_2-лазера были получены широко востребованные оксиды - Al_2O_3, ZrO_2, CeO_2, SiO_2, Y_2O_3, MgO и Gd_2O_3 и многокомпонентные соединения на их основе, модифицированные *3d*- и *4f*-элементами. С целью оптимизации свойств наноматериалов для конкретных приложений установлены закономерности между условиями приготовления и характеристиками получаемых нанопорошков, а именно: размером частиц, стехиометрическим составом, зарядовым состоянием добавок. Для решения поставленной задачи проведены комплексные исследования состава, структуры, морфологии, термических и оптических свойств материалов с использованием современных физико-химических методов. Впервые для перечисленных соединений были получены монодисперсные наночастицы с возможностью изменять размер от 2 до 50 нм за счёт контролируемой конденсации. Первое направление в представленном цикле работ посвящено применению полученных наноматериалов для каталитических технологий. Показано, что синтезированные наночастицы перспективны в качестве катализаторов. Так, впервые установлено, что катализатор Cr_2O_3-Al_2O_3, полученный лазерным методом, обладает отличными характеристиками в реакциях дегидрирования лёгких углеводородов и не содержит токсичных ионов Cr^{6+}, которые присутствуют при стандартных методах синтеза [1, 2]. При наличии постоянного спроса на эффективные катализаторы дегидрирования с уменьшенным содержанием экологически вредного хрома, достигнутые результаты позволяют предложить новый подход к целенаправленному синтезу высокоактивных катализаторов. Второе направление для применения полученных материалов, содержащих редкоземельные ионы, связано с разработкой высокоэффективных наноразмерных люминофоров для использования в оптических устройствах, датчиках температуры и

биовизуализации. Так, удалось решить проблему низкого квантового выхода оксидных нанолюминофоров. Впервые получен Eu-содержащий нанолюминофор на основе моноклинной фазы Y_2O_3 с рекордным квантовым выходом более 60% [3-6].

Исследование люминесцентных материалов проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-73-00106.

Список используемой литературы:

[1] A.I. Kostyukov, M.G. Baronskiy, T.V. Larina et al. // Materials Characterization. 2020. V. 169. #110664.

[2] A.I. Kostyukov, N.A. Zaitseva, M.G. Baronskiy et al. // J. Nanopart. Res. 2022. V. 24. #144.

[3] A.I. Kostyukov, V.N. Panchenko, A.A. Nashivochnikov et al. // Ceramics International. 2023.

[4] A.I. Kostyukov, E.I. Shuvarakova, A. A. Nashivochnikov et al. // Journal of Alloys and Compounds. 2023. V.966. #171566.

[5] A.I. Kostyukov, V.N. Panchenko, M.I. Rakhmanova et al. // Materials Chemistry and Physics. 2021. V.273. #125140.

[6] A.I. Kostyukov, V.N. Snytnikov, Vl.N. Snytnikov et al. // Optical Materials. 2020. V.104. #109843.

НАПРАВЛЕННЫЙ СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ ГИДРОКСИАПАТИТА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НЕКЛАССИЧЕСКОГО МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ

Восканян Л.А.[1], Сюккалова Е.А. [1], Садецкая А.В. [1], Главинская В.О. [1], Бобрышева Н.П. [1], Осмоловский М.Г. [1], Вознесенский М.А. [1], Осмоловская О.М. [1]*

[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, г.Санкт-Петербург*

o_osmolowskaya@mail.ru

На сегодняшний день известным и широко используемым биосовместимым материалом является гидроксиапатит. Он активно применяется в биоинженерии, в частности в инженерии костной ткани, стоматологии и биокерамике, так как является естественным компонентом костей и зубов, кроме того, материалы на его основе изучаются для ряда других применений, например, в качестве «зеленых» сорбентов. Несмотря на широкий диапазон его применения, общим является то, что его функциональные свойства зависят от размеров частиц и соотношения осей.

Для регулирования морфологических параметров наночастиц удобным является инициирование неклассического механизма их формирования (синтез по механизму ориентированного присоединения). На первой стадии методом осаждения получают первичные структурные блоки, которые на второй стадии в гидротермальных условиях срастаются с образованием конечных частиц. В последние несколько лет количество работ в этой области резко возросло, однако, в основном они посвящены синтезу полупроводниковых наночастиц, а также редко подробно рассматривают непосредственно процесс формирования наночастиц и влияющие на него факторы.

В данной работе исходные структурные блоки и конечные наночастицы были охарактеризованы комплексом независимых методов: РФА и РСА, ПЭМ и БЭТ, методом ИК-спектроскопии, также проводилось моделирование размеров и формы кристаллитов. Для оценки выгодности взаимодействия различных структурных блоков друг с другом, а также для изучения влияния состава реакционной среды на процесс ориентированного присоединения проводились квантово-химические расчеты с использованием разработанного нами оригинального подхода, который позволяет различать образцы, синтезированные в различных условиях. Анализ закономерностей формирования конечных продуктов проводили на основании данных о морфологических параметрах 10 различных вариантов исходных структурных блоков и более чем 30 вариантов конечных наночастиц, полученных в различных условиях и содержащих различное количество исходных блоков, что позволило подтвердить возможность получения наночастиц гидроксиапатита по механизму ориентированного присоединения.

Тщательная и многосторонняя обработка результатов позволила продемонстрировать, что регулирование формы наночастиц может быть достигнуто инициированием срастания либо по оси *a*, либо по оси *c*, а также использованием ионов-регуляторов, находящихся в реакционной среде и экранирующих взаимодействия между гранями исходных блоков. Изменение размера наночастиц может быть достигнуто либо использованием исходных блоков различных размеров, либо увеличением температуры гидротермальной обработки.

Также было показано, что изменение процедуры синтеза исходных структурных блоков (порядок введения реагентов, температура, длительность) позволяют получать частицы с близкими размерами, но разными параметрами кристаллической решетки, оказывающими выраженное влияние на эффективность срастания, что приводит к появлению новых рычагов воздействия на процессы формирования наночастиц по неклассическому механизму.

Работа выполнена с использованием РЦ Научного парка СПбГУ «Рентгенодифракционные методы исследования», «Методы анализа состава вещества», «Нанотехнологии», «Оптические и лазерные методы исследования», «Инновационные технологии композитных наноматериалов», «Физические методы исследования поверхности».

ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ С КЕРАМИЧЕСКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ СВЕРХТВЕРДЫХ КАРБИДОВ В ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ СТРУЕ

Никитин Д.С.*, Насырбаев А.
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г.Томск
**nikitindmsr@yandex.ru*

Металломатричные композиты являются перспективными конструкционными материалами благодаря сочетанию свойств металлической матрицы (пластичность, электро- и теплопроводность) и керамического компонента (прочность, износостойкость). Их внедрение в различных отраслях промышленности способно обеспечить повышение эксплуатационных свойств изделий на их основе и общую надежность конечной продукции. При этом, несмотря на очевидные преимущества металломатричных композитов в сравнении с традиционными чистыми металлами и сплавами, их текущее использование крайне ограничено ввиду необходимости разработки оптимальных составов и совершенствования технологий получения [1]. Требуется создание общих принципов получения и методик изготовления металломатричных композитов, демонстрирующих всю совокупность потенциальных физических свойств и конструкционных характеристик.

Одной из проблем при получении металломатричных композитов является совместимость материалов матрицы и керамического компонента, а также равномерность их взаимного распределения [2]. Это связано с тем, что обычно составляющие композитов получают отдельно, а окончательную структуру и свойства обеспечивают в ходе дальнейшей обработки. Одним из путей прямого совместного получения композиционного материала в дисперсном виде является синтез в высокоскоростной плазменной струе. Такая струя обеспечивает максимальную равномерность распределения компонентов и их совмещение в динамичных условиях среды при токе разряда до 100 кА.

В качестве источника плазмы использовался коаксиальный магнитоплазменный ускоритель с металлическими электродами при электропитании от емкостного накопителя энергии. В таком случае материал металлической матрицы нарабатывается электроэрозионным путем с внутренней поверхности металлического электрода-ствола. Керамический наполнитель помещается в канал формирования плазменной структуры, расположенный в межэлектродном пространстве. При инициировании дугового разряда между электродами происходит возгонка прекурсоров (керамического порошка и эродированного металла) в плазменное состояние и взаимодействие компонентов в жидкофазной форме. Такой подход позволяет сочетать широкий класс металлов (медь, алюминий) и керамических частиц (SiC, WC и других карбидов).

В работе продемонстрирована возможность создания металломатричных композитов на основе алюминия или меди при использовании карбида вольфрама в качестве керамической компоненты. Результаты показывают возможность изменения содержания WC в составе от 5 до 20 %. Согласно результатам сканирующей электронной микроскопии, продукт представляет собой порошок, включающий металлическую матрицу с широким распределением частиц по размерам (от наноразмерных до микронных ~50 мкм) и керамические наночастицы WC, равномерно распределенные в матрице. Мультимодальное распределение частиц продукта по размерам и наличие керамических армирующих наночастиц обеспечивает возможность получения высокоплотных объемных изделий с высокими физико-механическими свойствами.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 23-73-01203, https://rscf.ru/project/23-73-01203/.

Список используемой литературы:

[1] M.Y. Khalid, R. Umer, K.A. Khan. // Results in Engineering. 2023. V. 20. # 101372.

[2] Y. Wang, T. Monetta. // J. Mater. Res. Technol. 2023. V. 25. # 7470-7497.

ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОПОРОШКОВ ДИБОРИДА ЦИРКОНИЯ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ЦИРКОНИЯ И БОРА В ПОТОКЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ

Асташов А.Г. *, Самохин А.В., Кирпичев Д.Е., Калашников Ю.П., Фисунов Д.В.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

**aastashov@imet.ac.ru*

Нанопорошки диборидов циркония представляют интерес для создания новых композиционных материалов, обладающих повышенной жаростойкостью, востребованных в авиастроительной и космической областях. Разработке новых эффективных методов получения боридов металлов, в том числе борида циркония, в течение последних десятилетий уделялось существенное внимание. Методами порошковой металлургии с использованием нанопорошков могут быть получены наноструктурные материалы, обладающие повышенными эксплуатационными характеристиками.

Для практической реализации синтеза нанопорошковых материалов одним из перспективных методов является плазмохимический синтез, однако к настоящему времени сведения об исследованиях и разработках в области получения нанопорошков ZrB_2 плазмохимическим синтезом практически отсутствуют.

Выполнена экспериментальная апробация и исследование процессов плазмохимического синтеза нанопорошков диборида циркония с целью определения возможностей управления свойствами получаемого порошка, выходом целевого продукта и производительностью процесса при сохранении высокого ресурса технологического оборудования. Проведены экспериментальные работы по исследованию плазмохимического процесса синтеза нанопорошка диборида циркония при взаимодействии бора и циркония, вводимых в аргоно-водородную и азотную плазму в виде смеси порошков индивидуальных элементов.

В результате проведённых экспериментов получены нанопорошки с удельной поверхностью 15–50 $м^2/г$, состоящие преимущественно из боридов циркония, циркония и его оксидов.

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА МЕДИ В ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРАХ

Минякин Н.А., Подлеснов Е., Дорогов М.В.*
Университет ИТМО, г.Санкт-Петербург
**mvdorogov@itmo.ru*

В настоящее время происходит активное развитие портативной техники, электромобилей и устройств получения энергии из возобновляемых источников. Эти сферы являются колоссально энергозависимыми и требуют все большего улучшения потребительских качеств аккумуляторов: увеличенных электрических характеристик, срока службы, скорости заряда, расширенного рабочего диапазона при одновременном снижении стоимости.

Литиевые аккумуляторы являются эффективными и надежными системами хранения энергии и наиболее часто используются накопителями энергии. Такие аккумуляторы состоят из двух электродов: анода и катоды, пространство между которыми заполнено электролитом. Электрический ток возникает при переходе ионов лития между электродами через электролит. Одним из способов повышения эффективности литиевых ионных аккумуляторов является наночастиц или нановискеров различных материалов, например, оксида меди CuO.

В данной работе мы получали и исследовали материалы для электродов и электролита, при этом особое внимание уделялось использованию наноразмерных материалов и их влиянию на механические и электрические характеристики аккумуляторов [1]. Все манипуляции с материалом для аккумуляторов проводились в перчаточном боксе VBOX SS 1000 в атмосфере аргона при остаточном содержание кислорода и паров воды ниже 5 ppm. Аккумуляторные ячейки собирались в формфакторе CR-2032 и испытывались на многоканальном потенциостате/гальваностате P-2X8 (Electrochemical Instruments в режиме зарядки/разрядки при постоянном токе. Циклическую вольтамперометрию и ипедансную спектроскопию проводились на потенциостате/гальваностате P-45X с модулем FRA-24M (Electrochemical Instruments). Морфологию наночастиц и полученных на их основе материалов исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии (TESCAN Mira-3). Структурный и фазовый анализ проводили с на рентгеновском дифрактометре (ДРОН-8).

Нановискеры оксида меди, использованные в анодном материале, хорошо переносят механические напряжения [2], возникающие в процессе литизации/делитизации, и показывают стабильные значения удельной емкости (~ 200 мА·ч/г) на протяжении более 100 циклов при высокой

кулоновской эффективности (более 98%) [3]. При добавлении в электролит, отмечено положительное влияние на срок службы батареи (увеличивается количество циклов заряда/разряда при сохранении уровня емкости) [4].

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (договор № 075-15-2021-1349).

Список используемой литературы:

[1] E. Podlesnov, M.G. Nigamatdianov, M.V. Dorogov // Rev. Adv. Mater. Technol. 2022. V. 4. No. 4. Pp. 39–61.

[2] E. Podlesnov, M.V. Dorogov // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2020. V. 1008. # 012043.

[3] P. Hu, M. Dorogov, Y. Xin, K.E. Aifantis // ChemElectroChem. 2019. V. 6. No. 12. Pp. 3139–3144.

[4] E. Podlesnov, M.G. Nigamatdianov, A.O. Safronova, M.V. Dorogov, Rev. Adv. Mater. Technol. 2021. V. 3. No. 3. Pp. 27–31.

ИЗМЕРЕНИЕ ЧИСЛЕННОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ НАНОЧАСТИЦ В ЖИДКИХ СРЕДАХ МЕТОДОМ УЛЬТРАМИКРОСКОПИИ НА РОССИЙСКОМ ПРИБОРЕ NP COUNTER

Курьяков В.Н.
ООО «НП ВИЖН», г.Москва
info@npcounter.ru

В докладе приводится описание метода ультрамикроскопии, прибора, разработанного на основе данного метода и результатов измерения численной концентрации на различных стандартных образцах водных растворов наночастиц.

Метод ультрамикроскопии позволяет наблюдать движение отдельных наночастиц в жидкости в реальном времени при помощи оптического микроскопа и специального освещения образца лазером [1]. Сами наночастицы при этом не видны, наблюдается рассеяние лазерного излучения от отдельных частиц в жидкости в виде светящихся точек. Ограничений связанных с дифракционным пределом в данном методе нет. В 1925 году за изобретение щелевого и иммерсионного ультрамикроскопов и исследования коллоидных частиц с помощью метода ультрамикроскопии Рихард Зигмонди был удостоен Нобелевской премии по химии.

Метод ультрамикроскопии и прибор NP Counter («НП ВИЖН», Россия) на основе данного метода позволяет визуализировать отдельные

частиц в жидкости с размером до 5-10 нм, а специализированное программное обеспечение позволяет подсчитать их и определить численную концентрацию частиц в образце.

Для серии образцов металлических (золото, серебро, оксид железа), кремнеземных (SiO_2) и полистирольных (латексных) наночастиц различного размера показана хорошая воспроизводимость получаемых результатов при измерении численной концентрации данным методом.

Для серии фильтров исследована их эффективность по удалению из жидкости механических примесей различного размера.

Для ряда товаров повседневного обихода, содержащих наноразмерные частицы, измерена их численная концентрация.

В ходе проведенных исследований также предложена методика оценки точности получаемых результатов.

Список используемой литературы:

[1] Описание метода ультрамикросокпии: [сайт]. URL: http://npcounter.ru/ (дата обращения: 01.08.2023)

ПАРАДИГМА РОСТА С НЕПРЕРЫВНЫМ ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПРИ ОСАЖДЕНИИ ПЛЕНКИ ИЗ МОЛЕКУЛЯРНОГО ПУЧКА

Плюснин И.И.
Военная академия связи, г. Санкт-Петербург,
contact5@yandex.ru

Физика тонких пленок, в части их роста, не ограничивается рассмотрением системы пленка адсорбата – подложка, но также включает в себя среду, из которой идет рост тонкой пленки, и ту часть подложки, на которой идет рост, а именно, поверхность. В случае молекулярно-лучевого осаждения, такой средой является вакуум и пучок осаждаемых атомов. Поэтому, нет прямого контакта между источником атомов и подложкой, в отличии от осаждения из твердой, жидкой, газообразной или парообразной средами и важную роль в кинетических процессах роста, помимо температуры атомов, играет их скорость (кинетическая энергия) [1]. Кроме того, в термодинамике роста пленки, принимает участия не вышеупомянутый прямой контакт, а поверхностная энергия пленки. Баланс этой энергии с внутренней энергией пленки и ее границей раздела с подложкой определяет один из трех механизмов роста пленки: послойный, островковый и послойно-островковый. В последнем из них, рост начинается с формирования смачивающего слоя (СС), после чего в нем зарождаются и растут островки, постепенно поглощающие СС. Если

условия роста – неравновесные и температура подложки, по сравнению с температурой плавления адсорбата, – достаточно низкая, то СС затвердевает и образуется твердый смачивающий слой (ТСС).

Существующие модели роста пленки рассматривают взаимную диффузию атомов на границе раздела, подразумевая под ней и процесс «перемешивания» атомов с подложкой. Однако реальный процесс перемешивания в корне отличается от диффузии между пленкой и подложкой, которая происходит только за счет температуры. В случае перемешивания, атомный пучок, за счет температуры атомов и энергии их реакции с подложкой, не только диффундирует в подложку, но и напрямую внедряется внутрь нее, под действием кинетической энергии. Более того, образованное состояние «смеси» атомов замораживается и затвердевает под действием более низкой температуры подложки.

Новая парадигма роста пленки состоит в том, что процесс перемешивания продолжается все время, пока идет рост пленки, однако наибольшее влияние он оказывает на ее состав и структуру на стадии формирования ТСС. Ниже рассматривается эта парадигма непрерывного перемешивания (ПНП) в свете экспериментальных результатов (см. [2], [3]), полученных в различных системах металл (Cr, Co, Fe, Cu) -кремний (ориентации <111> и <001>) при осаждении из атомного пучка металла и кремния.

В качестве иллюстрации, на рис. 1а, показано изображение поверхности пленки, толщиной 15 м.с. в атомно-силовом микроскопе (AFM) после осаждения с высокой скоростью горячих атомов Fe на холодную (30-100 °C) подложку Si (001) в сверхвысоком вакууме и умеренного отжига при 250 °C [2]. Согласно ПНП, сначала в пленке, при 1,5 м.с. образовался двумерный ТСС Fe с градиентом состава от смеси Fe-Si – к чистому Fe, а затем ТСС перешел в новую фазу с выделением теплоты перехода и образовался ТСС FeSi (3,8 м.с. - рис. 1б). Далее, происходили, активированные перемешиванием и теплотой перехода, следующие стадии роста и состав на поверхности пленки изменялся от FeSi – к Fe_3Si, а затем, - к Fe (рис. 1в), при этом морфология пленки становилась более шероховатой (рис. 2г).

На последней стадии процессы перемешивания и переходов привели к образованию твердого раствора Si в Fe и выделению на нем избытка Si в виде сегрегированного слоя. Этот слой в процессе перемешивания сначала был жидкообразным, в процессе осаждения металла, но после прекращения осаждения, охладился и кристаллизовался в структуру, состоящую из вытянутых в разном направлении гребней с «древовидной» структурой, типичной для картин изморози льда на стекле (рис. 1а).

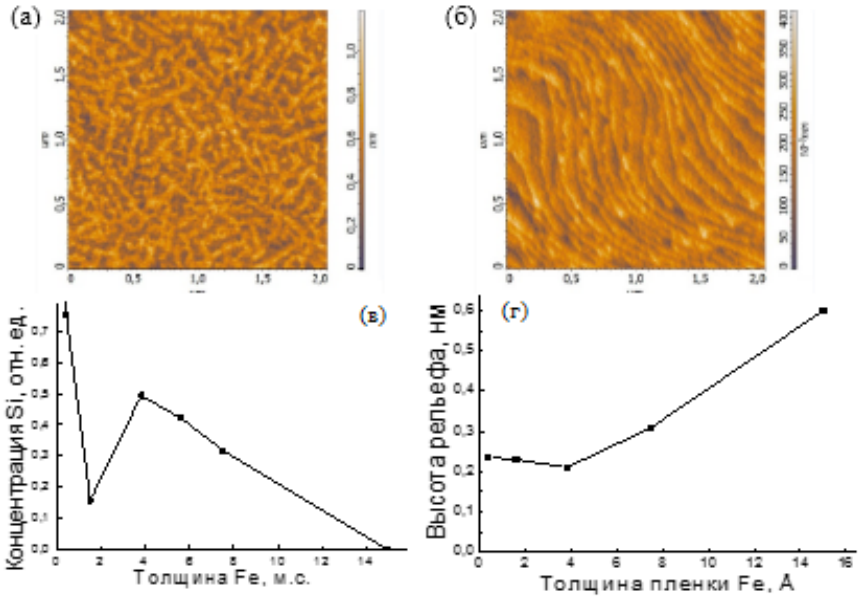


Рисунок 1

Таким образом, предложенная парадигма является дальнейшим развитием теории роста тонких пленок, поскольку она позволяет дать более полное объяснение результатам. Поэтому ее необходимо учитывать при интерпретации экспериментальных результатов.

Список используемой литературы:

[1] Park G. B. et al //Reports on Progress in Physics. 2019. V. 82. No. 9. p. 096401.

[2] Plyusnin N. I. et al. //Journal of Surface Investigation. 2009. V. 3. p. 734.

[3] Plusnin N. I. //Modern Electronic Materials. 2017. V. 3. No. 2. p. 57.

ВОЛЬФРАМАТ- И МОЛИБДАТ- СОДЕРЖАЩИЕ МЕЗОПОРИСТЫЕ ПОРОШКИ ГИДРОКСИАПАТИТА, ПОЛУЧЕННЫЕ ГИДРОТЕРМАЛЬНЫМ МЕТОДОМ

Донская Н.О. [1]*, Гольдберг М.А. [1], Валеев Д.В. [1], Фомин А.С. [1], Антонова О.С. [1], Леонов А.В. [2], Коновалов А.А. [1], Комлев В.С. [1]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2] *Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, г.Москва*

**nadyadonskaya89@gmail.com*

Гидроксиапатит (ГА) – стехиометрический фосфат кальция с химической формулой $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$. Благодаря своей мезопористой структуре он способен показывать высокую эффективность в качестве гетерогенного катализатора, а также подложки для катализатора в различных восстановительных и окислительных реакциях, а том числе в присутствии пероксида водорода. Пероксокомплексы молибдена и вольфрама являются эффективными жидкофазными катализаторами реакций окисления, в том числе эпоксидирования олефинов [1], окисления сульфидов [2] и спиртов [3].

Порошки, содержащие 1,0; 1,5; 2,5; 5,0; 10 мол.% MoO_4 и 1,0; 2,5; 5,0 мол.% WO_4, были получены методом соосаждения из растворов с последующей гидротермальной обработкой. Полученные после синтеза суспензии делили на 2 части, одну часть подвергали фильтрации (1 сутки), а вторую – старению на 21 сутки, затем материалы фильтровали и сушили при 60°C. Полученные материалы были изучены методом РФА, ИК-спектроскопии, БЭТ и ПЭМ.

Согласно данным РФА, порошки представляют собой как однофазные материалы, так и композиты на основе ГА и $CaMoO_4$ или $CaWO_4$ соответственно. Также была заметно, что порошки, полученные сразу после синтеза, отличались достаточно высокой степенью закристаллизованности.

При исследовании порошков методом полимолекулярной адсорбции БЭТ было выявлено, что введение анионов ведет сначала к увеличению, а затем уменьшению величины удельной поверхности, что связано с образованием второй фазы и формированием композитной структуры. Старение в маточных растворах в течение 21 суток привело к незначительному росту удельной поверхности.

Изотермы адсорбции соответствуют типу V по международной классификации ИЮПАК. Форма петлей гистерезиса говорит о

преобладающем щелевом виде пор, где проходит процесс капиллярной конденсации.

Исследование порошков методом ПЭМ в режиме картирования показало, что ионы молибдата и вольфрамата достаточно равномерно распределены в структуре гидроксиапатита.

Таким образом, внедрение вольфрамат- и молибдат-ионов в структуру ГА в целом положительно сказывается на свойствах гидроксиапатита.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ №22-79-10293.

Список используемой литературы:

[1] Maurya M. R., Rana L., Avecilla F. Catalytic oxidation of internal and terminal alkenes by oxidoperoxidomolybdenum (VI) and dioxidomolybdenum (VI) complexes //Inorganica Chimica Acta. – 2015. – Т. 429. – С. 138–147.

[2] Thompson D. J. et al. Peroxo-dimolybdate catalyst for the oxygenation of organic sulfides by hydrogen peroxide //Inorganica Chimica Acta. – 2015. – Т. 437. – С. 103–109.

[3] Maurya M. R., Dhaka S., Avecilla F. Oxidation of secondary alcohols by conventional and microwave-assisted methods using molybdenum complexes of ONO donor ligands //New Journal of Chemistry. – 2015. – Т. 39. – №. 3. – С. 2130-2139.

ОСОБЕННОСТИ ГИДРОТЕРМАЛЬНОГО СИНТЕЗА И НЕКОТОРЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТЫХ СУЛЬФИДНО-ГИДРОКСИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Борисов Р.В. [1,2]*, Лихацкий М.Н. [1], Карпов Д.В. [1,2], Карачаров А.А. [1], Воробьев С.А. [1], Ламберг Е.Р. [1]

[1] *Институт химии и химической технологии – обособленное учреждение ФИЦ КНЦ СО РАН, г.Красноярск*

[2] *Сибирский федеральный университет, г.Красноярск*

**roma_boris@list.ru*

Количество двумерных материалов все еще незначительно, а их свойства и области применения чрезвычайно широки, поэтому получение новых слоистых материалов является перспективной и актуальной задачей. В настоящей работе обсуждаются вопросы гидротермального синтеза новых типов слоистых соединений, образованных чередующимися сульфидными слоями железа и меди, и гидроксидными слоями магния и алюминия. Прототипом указанных синтетических композиционных

материалов являются природные минералы валлериит и точилинит. Однако, несмотря на большое сходство синтетических материалов с природными аналогами по составу, морфологии, существует и ряд существенных различий, прежде всего, в строении сульфидных и гидроксидных слоев. Поэтому синтетические материалы, прежде всего, следует рассматривать как новые структурные модификации природных минералов.

Установлены параметры гидротермального синтеза практически однофазных синтетических слоистых материалов со структурой $[CuFeS_2]1.5[Mg_xAl_{1-x}(OH)_2]$. В некоторых случаях наблюдалось некоторое количество фазы брусита ($Mg(OH)_2$), которое не оказывает значительного влияния на свойства сульфидно-гидроксидных материалов. Прекурсоры для синтеза представляют собой химически чистые сульфатные соли, соответствующих металлов. Для осаждения сульфидов Cu/Fe было предложено использования 2-5 кратного избытка от стехиометрии сульфида натрия, что намного упрощает методологию гидротермального синтеза в сравнении с использованием газообразных (H_2S, H_2) реагентов. В зависимости от времени гидротермальной обработки получались различные продукты, что указывает на механизм образования конечных продуктов через промежуточные фазы халькопирита CuFeS и брусита $Mg(OH)_2$. Продукты представляют собой влажные пасты и порошки соответствующих материалов, удобные для хранения, последующих исследований и применения. Полученные материалы были охарактеризованы методами рентгенофазового анализа, РФЭС, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, мессбауэровской спектроскопии. Установлено, что строение сульфидных и гидроксидных слоев, а, следовательно, и свойства материалов, можно целенаправленно варьировать, путем введения в реакционную среду различных элементов, например Li, 3d переходных металлов, МПГ, РЗМ.

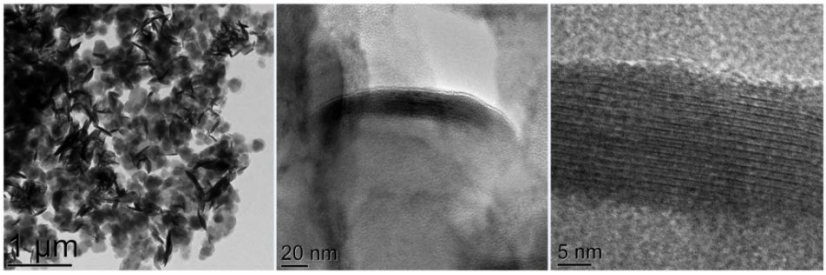


Рисунок 1 – ПЭМ-изображения типичного слоистого материала

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-13-00321.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ СИНТЕЗА НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПЕРОВСКИТОВ НА ОСНОВЕ МАНГАНИТА ЛАНТАНА $La_{0.9}M_{0.1}MnO_3$ (M - ЩЕЛОЧНОЙ МЕТАЛЛ Li-Cs)

Пермякова А.Е.*, Русских О.В., Остроушко А.А.
Уральский федеральный университет, г.Екатеринбург
** nastia2605permiakova@yandex.ru*

Сложнооксидные материалы со структурой перовскита используются в различных отраслях науки и техники благодаря своим уникальным магнитным, оптическим, электрическим, каталитическим и др. свойствам.

Повышенный интерес в последние годы к перовскитам РЗЭ, допированным ионами щелочных металлов, вызвало открытие эффекта колоссального магнетосопротивления. Исследование таких систем позволило объяснить этот эффект совместным присутствием ионов марганца в степенях окисления +3 и +4, что ведет к возникновению кинетического ферромагнитного обмена Mn^{4+}–O–Mn^{3+}. Именно такой механизм ответственен и за ферромагнитный порядок в манганитах, включающих ионы со смешанной валентностью. Кроме того, при замещении в «лантановой» подрешетке на ионы щелочных металлов кооперативный JT-эффект разрушается, и манганит становится ферромагнитным.

Образцы наноразмерного $La_{0.9}M_{0.1}MnO_{3\pm y}$ (M=Li, Na, K, Rb, Cs) были получены в реакциях горения полимерно-солевых прекурсоров, являющихся водными растворами нитратов соответствующих металлов и органического компонента, в качестве которого использовали поливиниловый спирт или поливинилпирролидон. Количество полимерного компонента было рассчитано по реакции взаимодействия с нитрат-ионами с образованием азота, воды и углекислого газа. Для изучения влияния условий синтеза на магнитные свойства были приготовлены прекурсоры, содержащие стехиометрическое (по реакции) количество полимерного компонента, а также его двукратный или четырехкратный избыток.

Фазовый состав полученных образцов определяли методом рентгеновской порошковой дифракции (Bruker D8 ADVANCE, CuKa), проводили расчет параметров элементарной ячейки и ее объема (пр.гр. R-3c). Морфологию изучали при помощи электронного микроскопа AURIGA CrossBeam (Carl Zeiss NTS), удельную поверхность – анализатора TRISTAR 3020 (Micromeritics), гистерезисные магнитные свойства и магниторезистивный эффект – вибрационного магнитометра с опцией измерения магнетосопротивления LakeShore VSM 7407. Каталитическая

активность полученных образцов в реакции окисления сажи из турбодвигателей кислородом воздуха оценена гравиметрическим методом по степени превращения сажи. Измерения проводили при температурах 200 – 450 °C.

Установлено, что каталитическая активность при введении в структуру манганита лантана щелочного металла повышается. По зависимости энергии активации процесса окисления сажи от ионного радиуса было показано, что окисление сажи протекает преимущественно по механизму образования промежуточных неустойчивых карбонатоподобных комплексов, при этом максимум каталитической активности наблюдали для металла с наиболее низкой устойчивостью карбонатов. Также было установлено, что используемый допант и условия синтеза имеют значительное влияние на магнитные свойства $La_{0.9}M_{0.1}MnO_{3\pm y}$. Полученные соединения продемонстрировали сложное магнитное поведение, вызванное конкурирующими ферромагнитными и антиферромагнитными составляющими, соотношение которых определялось активностью окислительных процессов, происходящих во время подготовки образца, а также размером и морфологией кристаллитов, что в значительной степени определялось количеством органического компонента в составе прекурсоров. Следует отметить, что возможно управление магнитными свойствами соединений (т.е. намагниченностью, коэрцитивной силой и температурой магнитного перехода), а также каталитической активностью материалов, что повышает привлекательность использования, как самих изученных манганитов, так и методики синтеза.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ № 123031300049-8.

СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКОЙ АКТИВНОСТИ ПОЛУПРОВОДНИКОВ И ДОСТИЖЕНИЯ БЫСТРОГО И ЭКОЛОГИЧНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СМЕСИ КРАСИТЕЛЕЙ В РЕАЛЬНОЙ ПРОБЕ ВОДЫ НА ПРИМЕРЕ СФЕРИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ SnO_2 РАЗМЕРОМ МЕНЕЕ 5 НМ

Подурец А.А.*, Скрипкин Е.В., Колоколов Д.С., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М.
Институт химии СПбГУ, г.Санкт-Петербург
** anastasiia.podurets@gmail.com*

Тенденция увеличения темпов загрязнения вод в 21 веке представляет собой серьезную серьезную угрозу для здоровья человека и

баланса экосистемы. Современные системы очистки воды не в состоянии справиться с растущим количеством современных циклических органических соединений (ЦОС), что создает необходимость поиска и разработки современных и альтернативных технологий очистки воды. На сегодняшний день фотокатализ считается одним из лучших методов разложения ЦОС из-за его экономичности, высокой эффективности и безотходному принципу очистки. В связи с возросшим спросом на высокоэффективные фотокатализаторы внедрение широкозонных полупроводников на основе SnO_2 (ширина запрещенной зоны 3,6 эВ) оказалось эффективным в большом числе фотокаталитических систем. Однако анализ современных исследований показал, что несмотря на активное развитие данной темы, вопрос о существовании основного фактора, управляющего фотокаталитической активностью, всё еще остается открытым. Целью данной работы является исследование взаимосвязи условий синтеза, структурных параметров и фотокаталитических свойств наночастиц SnO_2 для достижения эффективной и экологичной утилизации красителей в реальной пробе воды.

Для этого нами были получены наночастицы SnO_2 с помощью метода осаждения, использовались две процедуры добавления реагентов (SIM – одновременное и SEQ – последовательное). Для регулирования структурных параметров синтез наночастиц SnO_2 проводился при трех разных температурах. Наночастицы были охарактеризованы набором физико-химических методов: РФА, ИК, БЭТ, ПЭМ. На основе полученных результатов показано, что образцы представляют собой поликристаллические сферы диаметром около 3 нм. Оценка количества структурных дефектов и кислородных вакансий была проведена с использованием КР и РФЭС спектроскопии, а также с помощью применения квантово-химических расчетов. Установлено, что количество кислородных вакансий и дефектов можно регулировать путем изменения температуры синтеза и процедуры добавления реагентов.

Фотокаталитическая активность была протестирована на примере широко используемого модельного красителя метиленового синего. Показано, максимально возможный процент разложения достигается через 7 минут облучения УФ светом для образца с максимальным содержанием кислородных вакансий и минимумом дефектов. Для данного образца было проведено тестирование фотокаталитической активности в смеси из красителей, было показано, что 90% достигается через 20 минут, при этом скорость деградации понижается в ряду метиленовый синий – метиловый фиолетовый – родамин 6Ж.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-23-00408, https://rscf.ru/project/23-23-00408/. Исследования были проведены на базе ресурсных центров «Инновационные технологии композитных материалов», «Методы анализа состава и вещества», «Нанотехнологии», «Оптические и лазерные методы исследования», «Рентгенодифракционные методы исследования», «Физические методы исследования поверхности», «Вычислительный центр» Научного парка СПбГУ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЁРДЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СПЕКАНИЯ НАНОПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ WC-TiC-Co

Терентьев А.В. [1]*, Исаева Н.В. [1], Благовещенский Ю.В. [1], Ланцев Е.А. [2], Сметанина К.Е. [2], Мурашов А.А. [2], Щербак Г.В. [2], Андреев П.В. [2], Нохрин А.В. [2]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2] *НИФТИ ННГУ, г.Нижний Новгород*

* *aterentev@imet.ac.ru*

Взаимная растворимость WC и TiC обеспечивает образование (Ti,W)C, который является основным структурным элементом титанвольфрамовых твёрдых сплавов[1].

В качестве объектов исследования были выбраны образцы твердосплавных составов Т5К10 (85вес.%WC-5вес.%TiC-10вес.%Co), Т15К6 (79вес.%WC-15вес.%TiC-6вес.%Co) и Т30К4 (66вес.%WC-30вес.%TiC-4вес.%Co). Для приготовления порошковых композиций использовали нанопорошки WC и TiC (плазмохимический синтез) и промышленный TiC (гидридно-кальциевый метод), по данным удельной поверхности методом БЭТ карбиды имеют средний размер частиц 40, 50 и 200 нм соответственно, кобальт наносился методами размола «р» и осаждения «о». Электроимпульсное плазменное спекание (ЭИПС) с давлением 70 МПа и временем выдержки 5 минут производилось в диапазоне 1050˚С до 1150˚С.

По данным РФА для образцов с микронным TiC наблюдается более интенсивное растворение, в то время как использование нанопорошка TiC приводит к меньшей интенсивности растворения WC (при одинаковых условиях). Сопоставляя прирост фазы на основе TiC и убыль фазы WC, можно заключить что имеет место одновременное растворение карбида вольфрама в карбиде титана и кобальте.

Для обоих случаев, «р» и «о», кобальт влияет на растворение WC в решетке TiC, синтез (Ti,W)C протекает с меньшей интенсивностью, что, вероятнее всего, связано с «тормозящим», «барьерным» фактором, выражающимся в двух аспектах: первый – растворение карбида вольфрама в кобальте, второй – уменьшение контактной поверхности WC-TiC, бóльшая площадь обеспечивает высокую скорость растворения WC. Экспериментальные данные показали, что субмикронные зерна TiC вместе с наноразмерными зернами WC обеспечивают благоприятные условия для скорейшего растворения карбида вольфрама.

С повышением температуры ЭИПС микроструктура исследуемой керамики становится более плотной и происходит равномерное увеличение среднего размера зерен, в кобальтовой матрице наблюдается равномерно распределение зерен TiC, (Ti,W)C и WC.

Для образцов всех сплавов, спеченных при температуре 1150˚С были получены значения плотности близкие к теоретической. Механические характеристики для Т5К10 HV=16,7 ГПа и KIC=8,8 МПа $м^{1/2}$, для Т15К HV=18,1 ГПа и KIC=6,5 МПа $м^{1/2}$.

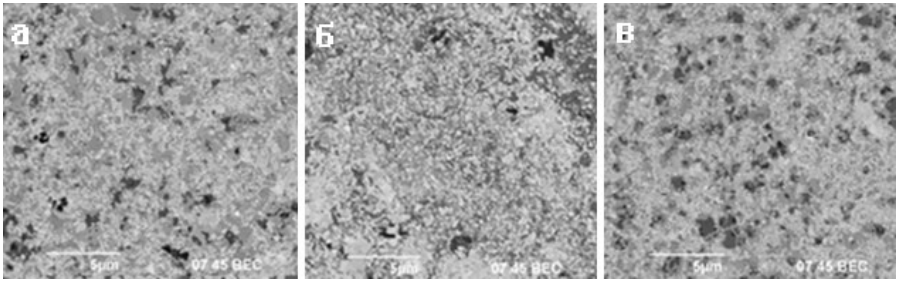


Рисунок 1 – Снимки микроструктуры образцов сплава Т15К6 (1150°С) РЭМ: а – микронный TiC, осаждение; б – нано TiC, осаждение; в – микронный TiC, размол.

Температура 1150˚С позволяет получить образцы с плотностью, близкой к теоретической, и высокими механическими характеристиками, для обеспечения образования большего количества фазы (Ti,W)C необходимо увеличивать время выдержки.

Список используемой литературы:

[1] Панов В.С., Чувилин А.М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСИС, 2001, 432с.

МАСС-СПЕКТРОМЕТРИЯ С ИНДУКТИВНО СВЯЗАННОЙ ПЛАЗМОЙ КАК ИНСТРУМЕНТ ВИЗУАЛИЗАЦИИ И КОЛИЧЕСТВЕННОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ

Гребнева-Балюк О.Н.*, Кубракова И.В., Киселева М.С., Лоренц К.А., Лапшин С.Ю.

Институт геохимии и аналитической химии им. В.И. Вернадского Российской Академии Наук, г.Москва

** grebneva@geokhi.ru*

Одним из перспективных методов визуализации и количественного определения наночастиц (НЧ) является масс-спектрометрия с индуктивно-связанной плазмой в режиме детектирования одиночных частиц (SP-ICP-MS). Метод дает количественную информацию о размере и концентрации НЧ, о средней массе и распределении НЧ по размеру [1].

Работа над созданием платформы для визуализации и количественного определения НЧ методом SP-ICP-MS велась по нескольким направлениям – синтез, характеризация НЧ, выбор условий сбора и обработки данных. В качестве объектов исследований выбраны магнитные НЧ (размер от 70 до 150 нм) и золотые НЧ (размер от 20 до 30 нм).

Известно, что характеристики НЧ (размер и форма) определяются условиями синтеза, например, микроволновое излучение обеспечивает высокую однородность свойств получаемых материалов [2]. Путем варьирования температуры и времени синтеза нами получены НЧ с различной структурой в условиях микроволнового излучения и при обычном нагревании.

Характеризацию НЧ проводили с привлечением следующих методов анализа: для определения гидродинамического размера и дзета-потенциала НЧ метод динамического рассеяния света; для определения формы и размера НЧ сканирующую электронную микроскопию (СЭМ); для элементного анализа, определения размера, средней массы и концентрации НЧ в анализируемом объекте метод SP-ICP-MS (Рис. 1).

Охарактеризованные НЧ использовали в качестве стандартных образцов, что обеспечило выбор инструментальных параметров для сбора информации, а написание алгоритма позволило проводить обработку большого массива данных, полученных методом SP-ICP-MS. Созданная платформа опробована в исследовании свойств и поведении НЧ в различных средах, включая биологические системы.

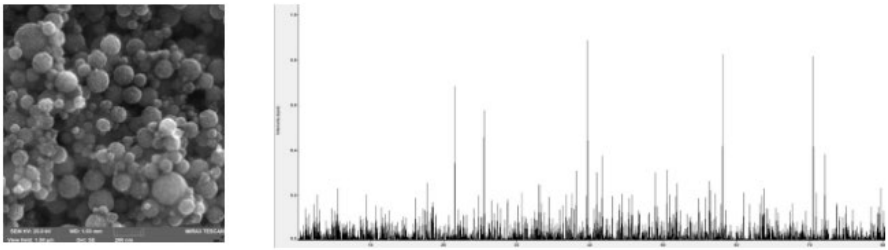


Рисунок 1 – СЭМ изображение $Fe_3O_4@SiO_2$. ICP-MS-скан во времени. Анализируемый объект - водный раствор, содержащий ММНЧ, C_{Fe}= 1 нг/мл.

Список используемой литературы:

[1] И.В. Кубракова, О.Н. Гребнева-Балюк, Д.В. Пряжников, М.С.Киселева, О.О.Ефанова // ЖАХ. 2023. Т.78. № 10. 897-913.

[2] И.В. Кубракова, Д.В. Пряжников. Микроволновый синтез наноразмерных магнитных сорбентов // Журн. аналит. химии. 2021. Т.76. №1. С.20-31.

ПОЛУЧЕНИЕ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БОТРИОИДНЫХ СТРУКТУР НАНОЧАСТИЦ ДИОКСИДА ВАНАДИЯ

Петухова Ю.В.*, Маркарян А.А., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Осмоловская О.М.**

Санкт-Петербургский государственный университет, Институт химии, г.Санкт-Петербург

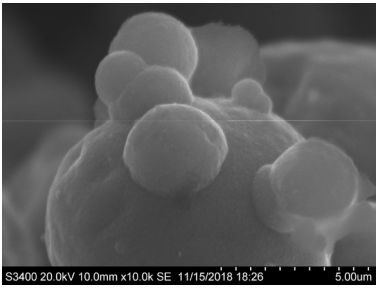
** yulia.petukh.ova@yandex.ru ** o_osmolowskaya@mail.ru*

Диоксид ванадия остается популярным объектом исследования современного материаловедения благодаря многообразию кристаллических форм, обладающих уникальными свойствами. Моноклинный VO_2 (M) при повышении температуры для массивного вещества до 68°C претерпевает обратимый фазовый переход полупроводник-металл, превращаясь в VO_2 (R). При этом происходит резкий рост электрической проводимости, уменьшение степени пропускания ИК и ТГц излучения и скачок магнитной восприимчивости, что делает диоксид ванадия перспективным материалом для умных окон, термодатчиков и термопереключателей. Слоистые фазы VO_2 (B) и VO_2 (A) не обладают таким явно выраженным фазовым переходом, но являются перспективными в качестве электродного материала за счет обратимой

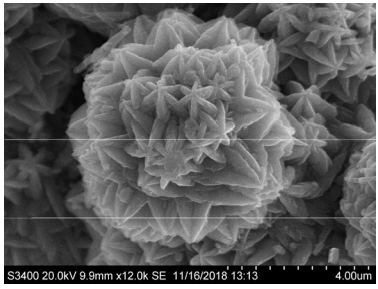
интеркаляции ионов лития, натрия и магния. Ранее нами было показано, что морфология получаемых в гидротермальном процессе частиц диоксида ванадия влияет на выраженность функциональных свойств и может регулироваться путем введения кэппирующих агентов в реакционную смесь [1].

Более подробное изучение процесса методом спектрофотометрии показало, что в исходной реакционной смеси вне зависимости от типа кэппирующего агента протекает реакция: $V_2O_5 + 4C_2H_2O_4 \rightarrow H_2[(VO)_2(C_2O_4)_3] + 2CO_2 + 3H_2O$.

Соотношении исходных реагентов 1:4 позволяет польностью расствторить V_2O_5 еще на этапе подготовки реакционной смеси к гидротермальному синтезу, но приводит к избытку восстановителя впоследствии, что делает процесс более жёстким. В таких условиях оксалат-ионы также выступают в качестве кэппирующего агента, смещая морфологию получаемого VO_2 от характерных для него стержней и игл к различным ботриоидным структурам чистой слоистой фазы VO_2 (B). Продукт синтеза, полученный в присутствие таких кэппирующих агентов как салициловая, янтарная, винная и оксиэтилидендифосфоновая (ОЭДФ) кислоты, пирокатехин и о-фенантролин были изучены методами РФА, СЭМ, ДСР и ИК спектоскопии. Показано, что агенты позволяют регулировать строение и площадь поверхности формирующихся структур - параметры, которые являются критичными для процессов интеркаляции различных ионов. Таким образом, например, в случае применения ОЭДФ получается увеличить начальную емкость до 180 мАч/г, что в 3 раза выше емкости образца, полученного без кэппирующего агента.



а



б

Рисунок 1 – Тип ботриоидной структуры, сформировавшейся из наночастиц диоксида ванадия в гидротермальном процессе в присутствии (а) оксиэтилидендифосфоновой кислоты, (б) янтарной кислоты.

Список используемой литературы:

[1] Y.V. Petukhova et al. // Mater. Sci. Eng. B. 2020. V. 255. #114519.

ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ ИЗ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ С ФОРМИРОВАНИЕМ ДЕНДРИТОВ

Винокуров С.А. *, Классен Н.В., Цебрук И.С., Орлов А.Д., Кедров В.В., Киселев А.П.

Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, г.Черноголовка

** sergvin@issp.ac.ru*

Резкие неустойчивости формы осаждаемых кристаллов в виде тонких стержней или дендритов - распространенное явление при гальваническом осаждении в постоянном электрическом поле металлических покрытий из водных растворов солей металлов. Это объясняется высокой электропроводностью формируемых стержней, за счет чего на заостренных торцах растущих кристаллов формируется максимум отрицательного электрического поля, притягивающий все новые и новые катионы из раствора. А в окрестности удаленных от электрода торцах, вырастающих в водном растворе диэлектрических кристаллов распределение электрического поля противоположно случаю кристаллизации металлов: поле, наоборот, наиболее ослаблено за счет того, что поляризуемость не сегнетоэлектрического диэлектрика на порядок меньше поляризуемости окружающей его воды. Поэтому представленное здесь формирование электрическим полем в 100 в/см из водных растворов стержневых и дендритных кристаллов диэлектриков (бромид лантана, иодид и сульфат цезия – рис.1) требует иного объяснения.

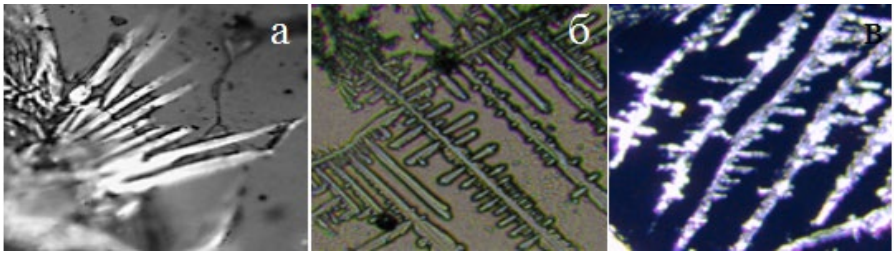


Рисунок 1 – Микростержни бромида лантана (а), дендриты иодида цезия (б), сульфата цезия (в) (выросшие из водного раствора электрокристаллизацией)

Сильная анизотропия геометрий диэлектрических кристаллов, выращиваемых из водных растворов в электрическом поле, обусловлена двумя факторами. Первый – разрушение полем гидратных оболочек,

окружающих ионные компоненты этих кристаллов. Это вызвано тем, что у молекул воды, зафиксированных в гидратных оболочках, поляризуемость на порядок меньше, чем у свободных, из-за невозможности разворотов в поле. Поэтому для минимизации электростатической энергии молекулы вырываются из гидратов. Освободившиеся от воды ионные компоненты кристаллов под действием взаимного кулоновского притяжения кристаллизуются в кластеры и наночастицы. Так как диэлектрическая проницаемость наночастиц значительно меньше, чем свободной воды, они вытесняются в область минимального поля – т.е. к торцу анизотропного микрокристаллита и, присоединившись, удлиняют его. В этих процессах электрокристаллизации в сравнительно слабом поле скорости продольного роста весьма высоки (при 100 в/см на уровне 50 микрон в секунду). В переменном поле скорости анизотропной кристаллизации возрастают еще в десятки раз.

Важно подчеркнуть, что по изложенным выше причинам остатки воды из выращенных в ней электрическим полем кристаллов этим же полем выдавливаются наружу, улучшая их эксплуатационные характеристики (например, повышая выход люминесценции и электросопротивление). Преимущества представленной в этом докладе электрокристаллизации – не только в высокой скорости роста, но и в возможности управлять формой кристаллов регулированием пространственного распределения поля.

ОДНОСЛОЙНЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ С МОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ, НАПРАВЛЕННЫЕ НА ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В МЕМБРАНАХ СО СМЕШАННОЙ МАТРИЦЕЙ ДЛЯ ВЫДЕЛЕНИЯ ДИОКСИДА УГЛЕРОДА ИЗ ПРИРОДНОГО ГАЗА

Панкратова Е.Е.[1], Алкахтани Х.С. [2], Руваили К.М. [2], Соловьева В.А. [3]
[1]ООО "Арамко Инновейшнз", г.Москва
elena.pankratova@aramcoinnovations.com
[2]EXPEC ARC, г. Дахран, Саудовская Аравия
hassan.alqahtani.2@aramco.com, khalid.alrwaili@aramco.com
[4]ООО "Арамко Инновейшнз", г. Москва
vera.solovyeva@aramcoinnovations.com

Углекислый газ - один из компонентов, содержащихся в природном газе, помимо метана. Для очистки природного газа от CO_2 применяют абсорбцию, адсорбцию и криогенную дистилляцию. Альтернативный, менее энергозатратный и более экономически и экологически выгодный

метод - мембранное разделение. Полимерные материалы широко используются для промышленного производства газоразделительных мембран. Однако данные материалы достигли предела в соотношении между оптимальной проницаемостью и селективностью. Создание мембраны со смешанной матрицей (МСМ), в которой пористый наполнитель комбинируется с полимерной матрицей, позволит улучшить газотранспортные свойства полимеров и повысить их механическую стабильность.

Углеродные нанотрубки (УНТ) отличаются превосходными механическими свойствами и быстрым и селективным переносом газа через поры. Благодаря этому УНТ подходят для изготовления композитных мембран для отделения CO_2. Добавление небольшого количества УНТ к полимеру позволяет значительно улучшить механические свойства мембран. Однако при введении УНТ в полимерные матрицы часто наблюдается агломерация УНТ. Изменение химического состава поверхностных слоев нанотрубок при функционализации способствует их более равномерному диспергированию.

В данной работе УНТ были окислены смесью серной и азотной кислот при температуре 70 ˚С. Охлажденная до комнатной температуры дисперсия модифицированных нанотрубок была промыта водой до нейтральной среды и лиофилизована. Выход карбокси- и гидрокси-модифицированных УНТ составил 67%. Термическая стабильность чистых и поверхностно модифицированных УНТ была определена методом термогравиметрического анализа. Стабильность водных эмульсий УНТ в присутствии поверхностно-активных веществ (Цетилтриметиламмония бромид (CTAB) 0.05% и 0.1% и додецилсульфат натрия (SDS) 1%) была определена методом динамического светорассеяния.

Согласно полученным экспериментальным данным, термическая стабильность УНТ снижается при увеличении времени окисления. Так, исходные УНТ характеризуются лучшей термической стабильностью в сравнении с поверхностно модифицированными УНТ. Методом динамического рассеяния света водных дисперсий УНТ с ПАВ, обработанных ультразвуком, было установлено, что эмульсия поверхностно модифицированных УНТ в CTAB 0.05% более стабильная, чем эмульсия исходных УНТ в том же ПАВе. Система с исходными УНТ в CTAB 0.05% оказалась стабильной к агрегации 15 часов, в то время, как эмульсия модифицированных УНТ в том же ПАВе была стабильна 19 часов. Поверхностная модификация позволяет улучшить диспергируемость и смачиваемость УНТ. Примечательно, что увеличение концентрации CTAB привело к снижению гидродинамического радиуса

частиц, который был больше в эмульсии с CTAB 0.05%, чем в CTAB 0.1%. Наименьший гидродинамический радиус частиц наблюдался для системы в SDS 1%. Таким образом, в данной работе был разработан метод получения стабильных эмульсий модифицированных УНТ в ПАВ для дальнейшего внедрения в полимерную матрицу МСМ.

ФОРМИРОВАНИЕ АМОРФНОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ В РЕЗУЛЬТАТЕ ГИДРИРОВАНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА TiZrVNbTa, ПОЛУЧЕННОГО МЕХАНОХИМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ

Король А.А. [1]*, Задорожный В.Ю. [1], Задорожный М.Ю.[1,2], Бердоносова Е.А. [3], Степашкин А.А. [1], Саввотин И.М. [3], Калошкин С.Д. [1], Клямкин С.Н. [3]

[1] Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г.Москва

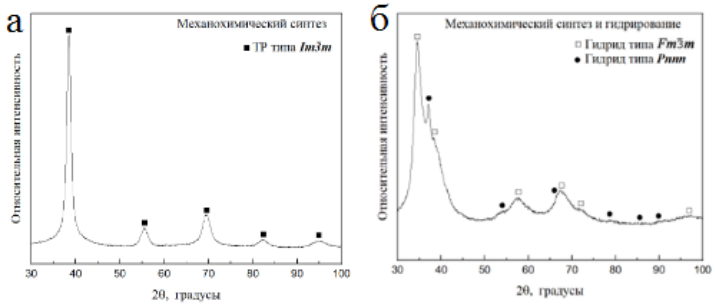
[2] Московский политехнический университет, г.Москва

[3]Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, химический факультет, г.Москва

**artemkorol1998@gmail.com*

Одним из наиболее эффективных и безопасных способов обратимого хранения водорода является металлогидридный способ. В настоящее время, в качестве металлогидридных сплавов широко исследуются сплавах с множеством базовых компонентов (МБК). МБК сплавы обладают пятью или более основными компонентами, концентрация которых лежит пределах от 5 до 35 ат. %. За счет разных радиусов компонентов входящих в состав МБК сплавов, последние обладают приобретенным искажениям кристаллической решетки, а также относительно высокими деформациями на границах зерен, что является многообещающим фактором для формирования гидридов и, следовательно, перспективными для обратимого хранения водорода [1]. Среди МБК сплавов перспективными являются сплавы, способные формировать однофазные твердые растворы с объемно-центрированной кубической (ОЦК) кристаллической решеткой. Такие МБК сплавы обладают отличными механическими свойствами при высоких температурах [2-4], высокой прочностью и пластичностью, а также высокой трещиностойкостью [5]. Более того, формирований гидридов в таких сплавах положительно зависит от наличия больших деформаций в кристаллической решетке, которые как раз и наблюдаются в МБК сплавах.

В настоящей работе, был исследован МБК сплав состава $Ti_{20}Zr_{20}V_{20}Nb_{20}Ta_{20}$, синтезированный твердофазным методом механохимического синтеза (МХС). Несмотря на наличие элементов с ОЦК и ГПУ структурой, данный сплав преимущественно синтезируются с ОЦК кристаллической решёткой. При этом последующее гидрирование этого сплав приводит к формированию в сплаве гидрида на основе ГЦК кристаллической решётки. Но, что более интересно, гидрирование приводит к частичной аморфизации этого сплава несмотря на то, что основными способами получения аморфных материалов являются сверхбыстрая закалки из расплава, сверхвысокая пластическая деформация и осаждение из газовой пары (CVD) [6]. МХС однофазного МБК сплава из индивидуальных компонентов способствует наноструктурированию и формированию больших степеней деформации, а также сильному разупорядочению кристаллической решетки, что подтверждается уширением дифракционных пиков (Рис. 1, а). В процессе гидрирования происходит расслоение однофазного твёрдого раствора на две кристаллической фазы с частичной аморфизацией (Рис. 1, б). Количество аморфной фазы достигает порядка 20 %. Распределение синтезированных частиц МБК сплава по размерам представлено на рисунке 1 (в). В работе [7] показано, что отношение атомных радиусов является решающим фактором, контролирующим возникновение аморфизации, вызванной водородом. Так, например, если отношение атомных радиусов больше 1,37 (как в настоящей работе), то имеется тенденция к аморфизации сплавов. Установлено, что в исследуемом нами сплаве в основном аморфизуются частички размером меньше 100 нм (Рис. 1 г и д). Максимальная емкость по водороду МБК сплава, полученного МХС, достигает 0,9 масс. % по водороду.



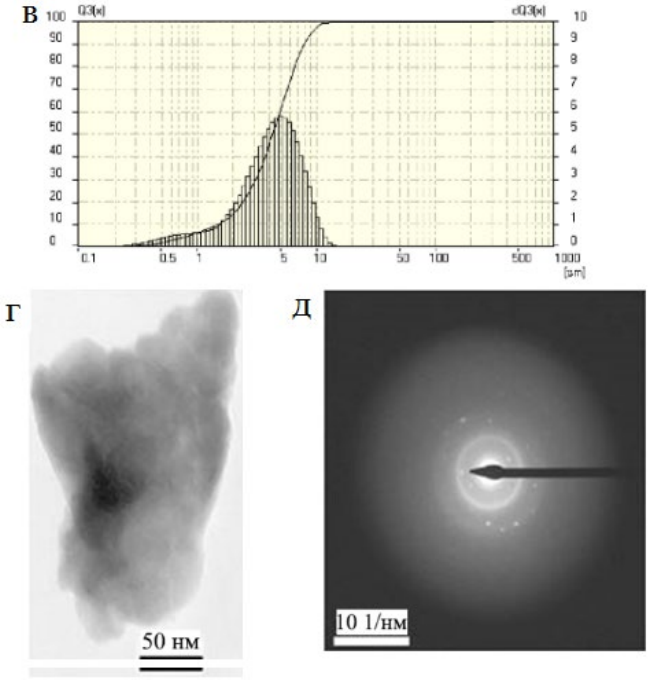


Рисунок 1 – Рентгеновская дифрактограмма исследуемого сплава в исходном состоянии (а) и поле гидрирования (б); распределение частиц сплава $Ti_{20}Zr_{20}V_{20}Nb_{20}Ta_{20}$, полученного МХС, по размерам (в); ПЭМ изображение гидрированного сплава $Ti_{20}Zr_{20}V_{20}Nb_{20}Ta_{20}$: а - светлое поле, б - кольцевая электронограмма

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках федеральной программы академического лидерства «Приоритет 2030», направленной на повышение конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» (грант № К1-2022-032).

Список используемой литературы:

[1] D.B. Miracle, O.N. Senkov. // ActaMater. 2017. V. 122. P. 448–511.

[2] Y.F. Ye, Q. Wang, J. Lu et al. // Mater. Today. 2016. V. 19. P. 349-362.

[3] N.D. Stepanov, D.G. Shaysultanov, G.A. Salichev, et al. // Mater. Lett.2015. V. 142. P. 153-155.

[4] Y. Zou, J.M. Wheeler, H. Ma et al. // Nano Lett. 2017. V. 17. P. 1569-1574.

[5] S. Fritze, P. Malinovskis, L. Riekehr et al. // Sci. Rep. 2018. V. 8. #14508.

[6] Филонов М.Р., Конюхов Ю.В. Аморфные и нанокристаллические материалы, полученные закалкой из расплавов: Учебно-методический комплекс дисциплины. – М.: МИСиС, 2010. – 190 с.

[7] K. Aoki, T. Masumoto // J. Alloy. Compd. 1995. V. 231. P. 20–28.

ГЕНЕРАЦИЯ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА НАНОСЕКУНДНОЙ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ МИШЕНИ В ЖИДКОСТИ

Катаев В.С., Федотов М.А.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

С интенсивным развитием науки и технологий стали появляться новые физические, химические и биологические методы, направленные на получение различных наноразмерных материалов. Одним из наиболее перспективных и исследуемых физических методов считается лазерная абляция твердых мишеней в жидких средах, позволяющая получать особо чистые наночастицы на основе материала аблируемой мишени. Особый интерес представляют наночастицы ряда благородных металлов (в том числе серебра), обладающие уникальными физико-химическими и антибактериальными свойствами, дающими возможность их дальнейшего применения в микроэлектронике и различных биомедицинских приложениях [1,2].

Для реализации метода лазерной абляции была использована экспериментальная установка, схема которой представлена на рисунке 1 [3]. Основными элементами данной установки являются твердотельный импульсный лазер Nd:YAG с длиной волны излучения 1064 нм в качестве источника излучения и оптическая система, позволяющая фокусировать и направлять лазерный пучок.

При исследовании полученного коллоидного серебра с использованием просвечивающей электронной микроскопии было установлено, что при лазерной абляции мишени чистого серебра (СЛСр 50, 99,99%) в водной среде происходит образование сферических наночастиц серебра с размерами от 10 до 100 нм. Из полученной дифракционной картины, представленной на рисунке 2, видно наличие многоточечных колец. При анализе последовательности радиусов колец было установлено, что данное расположение колец соответствует поликристаллическому серебру.

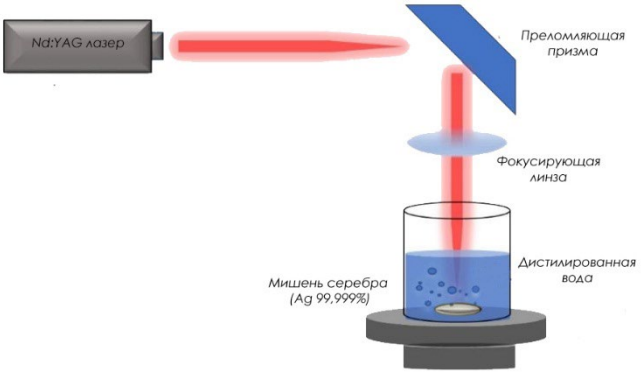


Рисунок 1 – Схема процесса лазерной абляции мишени серебра в водной среде [3]

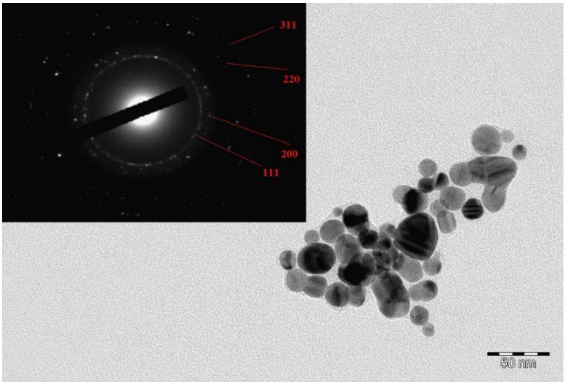


Рисунок 2 – ПЭМ-изображение и электронограмма коллоидных наночастиц серебра

При исследовании оптических свойств с использованием оптической спектрометрии было установлено наличие полосы плазмонного резонанса с характерным пиком поглощения при λ=410 нм. В случае старения коллоидного раствора наблюдается сдвиг полосы поглощения в длинноволновую область, что может свидетельствовать об увеличении размеров исходных частиц. Для оценки стабильности гидрозолей серебра измеряли величину дзета-потенциала (ζ), характеризующую электростатическое взаимодействие частиц в водном растворе. Среднее значение дзета-потенциала при трехкратном измерении составляет -35 мВ. Полученное значение свидетельствует о высокой

величине разницы потенциалов между дисперсионной средой и наночастицами серебра, что препятствует коагуляции и седиментации наночастиц, обеспечивая высокостабильное состояние дисперсной фазы.

На основании высокой стабильности, узкого распределения размеров наночастиц серебра, придающего высокую химическую активность за счет преобладания поверхностных атомов, можно сделать вывод о потенциальной возможности применения гидрозолей в качестве основы для разработки бактерицидных и бактериостатических средств для медицинского применения и в качестве фунгицида для сельского хозяйства.

Список используемой литературы:

[1] Siddiqi, K.S., Husen, A. & Rao, R.A.K. A review on biosynthesis of silver nanoparticles and their biocidal properties. J Nanobiotechnol, 2018 vol. 16, no. 14. https://doi.org/10.1186/s12951-018-0334-5

[2] Gherasim, Oana et al. An Updated Review on Silver Nanoparticles in Biomedicine. Nanomaterials (Basel, Switzerland), 2020, vol. 10, no. 2318, doi:10.3390/nano10112318

[3] Mat Isa, S.Z.; Zainon, R.; Tamal, M. State of the Art in Gold Nanoparticle Synthesisation via Pulsed Laser Ablation in Liquid and Its Characterisation for Molecular Imaging: A Review. Materials, 2022, vol. 15, no. 875. https://doi.org/10.3390/ma15030875

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА СТАБИЛИЗАЦИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ NiO-SiO_2

Михненко М.Д. *, Черепанова С.В., Герасимов Е.Ю., Пахарукова В.П., Кукушкин Р.Г., Булавченко О.А.

Институт катализа СО РАН, г.Новосибирск

** m.mikhnenko@catalysis.ru*

В настоящее время катализаторы на основе никеля используются в различных промышленных химических реакциях. Высокий интерес к никельсодержащим катализаторам связан прежде всего с его низкой стоимостью, по сравнению с благородными металлами, и с достаточно высокой активностью в реакциях переноса водорода. В то же время в ходе реакций возможна деградация образца путём зауглероживания или спекания частиц. Чтобы избавиться от этих недостатков, обычно используются различные модификаторы или носители, такие как Al_2O_3, CeO_2, SiO_2 или ZrO_2. Такие добавки, в зависимости от метода синтеза, влияют как на активность катализаторов в реакции, так и на фазовый

состав и дисперсность. Было показано, что использование Si в качестве модификатора стабилизирует наноразмерные частицы и обеспечивает высокую активность [1].

В ходе данной работы были исследованы структурные особенности наноструктурированных катализаторов на основе NiO. Особенностью данных систем являлась стабилизация оксида в высокодисперсной форме за счет введения добавок кремния. Рентгеновская дифракция катализатора отличалась от "классической" рентгеновской дифракции объемного оксида никеля и характеризовалась некоторыми особенностями - различным уширением дифракционных отражений, интерпретация которых стандартными методами не давала удовлетворительных результатов. Поэтому катализатор был исследован с помощью комплекса дифракционных методов, таких как расчет функции радиального распределения атомных пар (РРА) и моделирование рентгеновской дифракции по методу Дебая. Данные для расчета РРА были получены в совместном научном центре "Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения" (СЦСТИ) [2]. Рассматривались следующие структурные модели: (1) эффект формы частиц на примере куба, сферы, пластины и нити; (2) различные модели встраивания кремния в структуру оксида никеля. Показано, что происходит включение тетраэдрических слоев SiO_2 между октаэдрическими слоями NiO. Результаты просвечивающей электронной микроскопии также подтвердили эту гипотезу и показали, что кремний равномерно распределен на частицах оксида никеля, кристаллиты имеют пластинчатую форму с толщиной 1,5 нм и длиной 3 нм [3].

Также был исследован механизм стабилизации наночастиц с помощью высокотемпературной обработки. Результаты ПЭМ, РФЭС и РФА показывают, что происходит разложение исходного состояния с образованием частиц чистого NiO со слоями шпинели Ni_2SiO_4. Таким образом, сделано предположение об агрегации Si с образованием частиц шпинельного типа и получены доказательства взаимодействия Si-O-Ni.

Список используемой литературы:

[1] Bykova M. V., Bulavchenko O. A., Ermakov D. Y. et al. // Catalysis in industry 2011, 3, 15-22.

[2] Piminov P.A., Baranov G.N., Bogomyagkov A.V., et al. // Phys Procedia 2016, 84, 19–26.

[3] Mikhnenko, M.D.; Cherepanova, S.V.; Gerasimov, E.Y. et al. // Inorganics 2023, 11, 97.

КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА В ОРГАНИЗМЕ ЛАБОРАТОРНЫХ МЛЕКОПИТАЮЩИХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПОЗИЦИИ

Анциферова А.А. [1]*, Копаева М.Ю. [1], Кочкин В.Н. [1], Кашкаров П.К. [1,2]
[1]*НИЦ «Курчатовский институт», г.Москва*
[2]*Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, г.Москва*
** aiyoga@yandex.ru*

Серебро применяется в качестве антисептика с древних времен [1]. С начала XXI века в связи с активным развитием нанотехнологической отрасли начали активно использовать серебро в наноформе в медицине и фармацевтике, легкой и пищевой промышленности [2]. При этом, современные исследования *in vitro* и *in vivo* свидетельствуют о способности таких соединений оказывать токсическое действие на различные ткани и клетки организма. Вместе с тем, токсикокинетика наночастиц серебра в организме изучена недостаточно. При сопоставлении результатов различных научных исследований по токсикокинетике наночастиц серебра можно сделать вывод об их значительной зависимости от времени экспозиции, способа введения, размера частиц, типа стабилизатора, вида экспонируемых млекопитающих и т.д. Следует отметить, что практически не изучены хронические режимы экспозиции. В реальной жизни они могут быть реализованы, например, при длительной терапии хронических и трудно заживаемых воспалений.

В настоящей работе с использованием высокопрецизионного уникального метода инструментального нейтронно-активационного анализа (ИНАА) описана кинетика накопления наночастиц серебра размером 8.7 нм, стабилизированных поливинилпирролидоном, в организме лабораторных мышей линии C57BL/6 [3]. Животные получали наносеребро перорально ежедневно в составе питьевой воды в течение 30, 60, 120 и 180 суток в количестве 50 мкг/сутки/животное. Контрольные мыши получали очищенную воду в режиме *ad libitum*. Всего в эксперименте участвовало 8 групп животных по срокам введения и типу экспозиции, в каждой группе имели по 10 мышей.

По истечении каждого срока введения животных подвергали эвтаназии и отбирали внутренние органы (головной мозг, печень, почки, селезенку, тестикулы, легкие, сердце) и кровь. Отдельные образцы головного мозга разделяли на отделы (гиппокамп, мозжечок, кора, остаток). После соответствующей пробоподготовки и маркировки проводили ИНАА с использованием УНУ исследовательского ядерного

реактора Ир-8 (НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия) и гамма-спектрометра ORTEC (Оак Ридж, США).

Серебро накапливалось во всех рассматриваемых органах и отделах головного мозга мышей. Наибольшие концентрации наблюдали в тестикулах, легких и головном мозге. Наименьшие концентрации – в сердце, селезенке и почках. В коре наблюдали тенденцию к меньшему накоплению серебра по сравнению с остальными отделами головного мозга.

Результаты работы свидетельствуют о потенциальном риске от длительного перорального использования наночастиц серебра, в первую очередь, для репродуктивной, респираторной и нервной систем организма. Не исключено также и опосредованное влияние на другие системы живого организма.

Список используемой литературы:

[1] Antsiferova, A.A.; Kashkarov, P.K.; Kovalchuk, M.V. Effect of Different Forms of Silver on Biological Objects. Nanobiotechnology Reports 2022, 17, N.2, pp. 155–164. doi: 10.1134/S2635167622020021

[2] Lee, S.H.; Jun, B.-H. Silver Nanoparticles: Synthesis and Application for Nanomedicine. *Int. J. Mol. Sci.* 2019, *20*, 865. https://doi.org/10.3390/ijms20040865

[3] Antsiferova, A.A.; Kopaeva, M.Y.; Kochkin, V.N.; Kashkarov, P.K. Kinetics of Silver Accumulation in Tissues of Laboratory Mice after Long-Term Oral Administration of Silver Nanoparticles. *Nanomaterials* 2021, *11*, 3204. https://doi.org/10.3390/nano11123204

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ НАНОЧАСТИЦ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ И ИХ АКТИВНОСТЬ В ПРОЦЕССЕ КАТАЛИТИЧЕСКОГО ПИРОЛИЗА УГЛЕВОДОРОДОВ

Первиков А.В. [1,2]*, Пустовалов А.В. [1,3], Шивцов Д.М. [1,4], Бауман Ю.И. [1], Попов А.А. [1,5], Шубин Ю.В. [1,5], Мишаков И.В. [1,4]

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

[2] *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г.Томск*

[3] *Томский политехнический университет, г.Томск*

[4] *Новосибирский государственный университет, г.Новосибирск*

[5] *Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, г.Новосибирск*

* *pervikov@list.ru*

Наночастицы многокомпонентных (высокоэнтропийных) сплавов являются новым объектом фундаментальных и прикладных исследований. Актуальность данных исследований обусловлена возможностью получения функциональных материалов с новыми или улучшенными свойствами [1]. Предпочтение в области разработки новых способов получения многокомпонентных наночастиц отдается методам, основанным на быстропротекающих процессах с высокими скоростями охлаждения наночастиц [2]. Высокие скорости охлаждения наночастиц позволяют ограничить сегрегацию металлов, что является необходимым условием стабилизации высокоэнтропийных состояний, обладающих синергетическим эффектом [1].

Получение наночастиц многокомпонентных сплавов в условиях высоких скоростей охлаждения (~ 10^7 К/с) может быть реализовано в результате совместного электрического взрыва проволочек различных металлов/сплавов в атмосфере аргона. Электрический взрыв проволочек реализуется в результате прохождения импульса тока с плотностью 10^7-10^8 А/см^2 [3]. При импульсном нагреве металл/сплав переходит в двухфазное состояние «кластеры жидкого металла + слабо ионизированная плазма». Последующее охлаждение однородной смеси «кластеры жидкого металла + слабо ионизированная плазма» приводит к формированию металлических порошков на основе наночастиц [4].

В данной работе впервые на примере составов [NiCoFe]M_1M_2, (где M_1, M_2 = Pd, Cu, Cr, Mo, W) проведены систематические исследования по установлению зависимости структурно-фазового состояния наночастиц многокомпонентных сплавов от таких параметров как энтальпия смешения металлов (ΔH), разница атомных радиусов (δ). Показано, что методом ЭВП могут быть приготовлены порошки на основе наночастиц

многокомпонентных сплавов. Распределение частиц по размерам описывается нормально-логарифмическим законом. Величина удельной поверхности образцов изменяется в пределах от 5 до 10 $м^2/г$. Кристаллическая структура частиц соответствует ГЦК и/или ОЦК решёткам.

Полученные образцы сплавов были испытаны в процессе каталитического пиролиза смеси углеводородов C_2-C_4 с целью получения углеродного наноматериала (УНМ) и водорода. Данный процесс представляет интерес для развития технологии переработки компонентов природного и попутного нефтяного газа. Каталитические эксперименты были проведены в проточном реакторе с горизонтальной загрузкой катализатора (многокомпонентного сплава). Согласно результатам испытаний, выход УНМ (за 30 мин реакции) варьировался в пределах от 30 до 90 $г/г_{кат}$ для различных составов и температур. В докладе также будут представлены и обсуждены данные о морфологии и структуре, а также текстурных и макроскопических характеристиках углеродного наноматериала, полученного с использованием пятикомпонентных сплавных катализаторов.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-13-00406.

Список используемой литературы:

[1] Wail Al Zoubi, Rosy Amalia Kurnia Putri, Mostafa R. Abukhadra et al. // NanoEnergy. 2023 V.110. #108362.

[2] Y. Yao, Q. Dong, A. Brozena, et al. // Science. 2022 V. 376. #151.

[3] V. M. Romanova, G. V. Ivanenkov, A. R. Mingaleev et al. // Plasma Physics Reports. 2015. V.41. 617–636.

[4] A.V. Pervikov. // Nanobiotechnology Reports. 2021. V.16. 401-420.

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ БЕСКИСЛОРОДНОГО ГРАФЕНА И ZrO_2

Афзал А.М. *, Трусова Е.А.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

** asya.afzal@mail.ru*

Наноструктуры на основе графена и ZrO_2 являются высоковостребованными полупродуктами для создания (фото)катализаторов, реставрационных, сенсорных, электротехнических и конструкционных материалов. Однако синтез таких гибридов трудно осуществить на практике.

В ИМЕТ РАН разработан способ получения гибридных наноструктур на основе оксидов металлов и бескислородного графена, уникальность которого заключается в сочетании золь-гель синтеза и ультразвуковой эксфолиации графеновых листов с поверхности графита в органо-неорганических средах [1]. В результате графен сохраняет свои электронные свойства, будучи зафиксированным в структуре композита без деформации sp^2-электронной системы [2].

Разработанный способ включает два подхода к синтезу композитов: смешивание Zr-содержащего золя и суспензии графена, упаривание коллоида и термообработку при 500 °С или смешивание суспензий графена и синтезированного золь-гель методом нанокристаллического порошка ZrO_2, упаривание полученной смеси и термообработку при 400 °С.

Синтезированные гибридные системы охарактеризованы с помощью комплекса инструментальных методов, включающего ПЭМ, ПЭМВР, РФА, адсорбцию-десорбцию азота, ИК-спектроскопию и элементный анализ.

На основании полученных результатов предложены возможные механизмы формирования композитов для двух описанных случаев.

В синтезе композитов путем смешивания Zr-содержащего золя и суспензии графена частицы золя изолированно распределяются между листами графена, которые создают систему своеобразных нанореакторов, где происходит золь→гель переход. Сформированный гель также оказывается связанным с поверхностью графена. При последующей термообработке поверхностный органо-неорганический комплекс разрушается, а процесс кристаллизации происходит непосредственно на листах графена

При смешивании суспензий нанопорошка ZrO_2 и графена листы графена присоединяются к кристаллитам оксида металла. В ходе последующей термообработки удаляется жидкая фаза, и формируются агломераты композита. Химических связей между графеном и металл-оксидом не возникает, что свидетельствует о ван-дер-ваальсовом взаимодействии компонентов в гибридной структуре.

Особенностью материалов, получаемых разработанным способом, является чистота графена благодаря отсутствию О-содержащих функциональных групп. Разработанный подход позволяет решать проблемы, возникающие при получении графен-керамических гибридов вследствие присутствия углеродной 3D фазы (содержание углерода в композитах не превышает 2,0 масс. %), неравномерного распределения компонентов и низкой дисперсности оксида металла.

Исследование выполнено в ИМЕТ РАН по государственному заданию 075-01176-23-00.

Список используемой литературы:

[1] А.М. Афзал, Е.А. Трусова, А.А. Коновалов. Получение гибридных наноструктур на основе графена и нано-ZrO_2 // Перспективные материалы. 2022. 10. сс. 52-63.

[2] E.A. Trusova, K.V. Kotsareva, A.N. Kirichenko, S.S. Abramchuk, A.A. Ashmarin, I.A. Perezhogin. Synthesis of graphene-based nanostructures by the combined method comprising sol-gel and sonochemistry techniques // Diam. Relat. Mater. 2018. 85. P. 23-36.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ЦИРКОНИЕВО-ЦЕРИЕВЫЕ ПОРОШКИ ДЛЯ ДЕНТАЛЬНОЙ ИМПЛАНТОЛОГИИ

Антипов В.И., Просвирнин Д.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Пруцков М.Е., Баранов Е.Е.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

Изучены синтезированные методом ультразвукового распылительного пиролиза наноструктурированные порошки ZrO_2 + 12 моль % CeO_2. Электронно-микроскопические исследования аэрозольных порошков продемонстрировали сферическую морфологию частиц с отсутствием агломерации. Рентгеноструктурный анализ выявил наличие твердого раствора диоксида титана и церия, причем в порошковых частицах присутствовала наноразмерная поликристаллическая структура.

Экспериментальное изучение склонности к спеканию циркониево-цериевых порошков показало, что плотность спрессованных образцов и средний размер зерна в них увеличивается при повышении температуры обжига. Микроструктурные исследования позволили обнаружить однородно распределенные равноосные зерна. При низких температурах обжига в спеченных образцах присутствуют остаточные поры.

Проведены механические испытания спеченных циркониево-цериевых образцов, позволившие установить, что оптимальные значения предела прочности и трещиностойкости обнаруживаются при повышенной температуре обжига.

Сделан вывод о возможности успешного применения циркониево-цериевых порошков для производства несъемных стоматологических ортопедических конструкций, так как технология получения керамики из данных порошков менее затратна, а также обладает большей гидростабильностью в горячих водных растворах, по сравнению с керамикой из ультрадисперсных цирконо-иттриевых порошков, при сходных высоких механических свойствах.

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ АЛЮМОИТТРИЕВОГО ГРАНАТА

Виноградов Л.В., Антипов В.И., Просвирнин Д.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Пруцков М.Е., Пивоварчик С.В., Баранов Е.Е.
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

Проведено изучение характеристик аэрозольных порошков алюмоиттриевого граната YAG, полученных методом ультразвукового распылительного пиролиза. Установлено, что морфология и фазовый состав частиц аэрозольных порошков чувствительны к виду катионсодержащего соединения в рабочем растворе. Азотнокислые кристаллогидраты предпочтительнее хлоридов, т.к. полностью кристаллизуются в YAG в рабочей зоне реактора и образуют неагломерированные сферические частицы с внутренней наноструктурой. Установлено, что температура кристаллизации YAG в аэрозольных порошках составляет 1000°С, что на 500 °С ниже температуры твердофазного синтеза данного соединения из смеси порошковых оксидных компонентов [1]. Использование в качестве добавочного компонента (диамида угольной кислоты), провоцирует экзотермическую реакцию каплях аэрозоля, способствует более полной кристаллизации YAG в получаемых порошковых частицах, улучшает их морфологию (сфероидизирует частицы). На рис.1 и 2 представлены электронномикроскопический снимок и рентгенограмма аэрозольных порошков YAG.

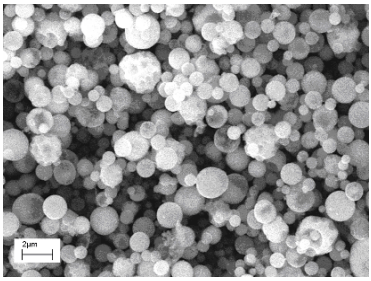


Рисунок 1 – Аэрозольные порошки алюмоиттриевого граната

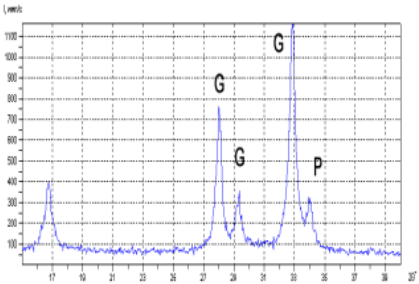


Рисунок 2 – Рентгенограмма аэрозольных порошков алюмоиттриевого граната.
G - YAG: $Y_3Al_5O_{12}$, P - YAP: $YAlO_3$

Рельеф на поверхности частиц этих сферических нанопорошков - внутренние наночастицы. Это указывает на то, что сама порошинка представляет собой плотный агломерат сферической формы, образованный из множества наноразмерных частичек. По ренгенографической оценке (формула Шерера [2]) размер этих наночастиц близок к 30 nm. Проведенная работа может оказаться полезной при организации технологии выпуска активного порошкового сырья для поликристаллической прозрачной YAG керамики. Такая керамика в настоящее время успешно используется для изготовления активных тел твердотельных лазеров высокой мощности [3].

Работа выполнена в рамках реализации Государственного задания № 075-01176-23-00

Список используемой литературы:

[1] A. Maitre, C. Salle, R. Bulesteix, J.-F. Baugard. Effect of Silica on the Reactive Sintering of Polycrystalline Nd:YAG Ceramics. // J. Amer. Ceram. Soc. 2008, v.91. № 2, P.406 -413.

[2] Г. Липсон, Г.Стил. Интерпретация порошковых рентгенограмм. - М: «Мир», 1972, 384 с.

[3] A. Ikesue, Y.L. Aung. Synthesis of Advanced Ceramics Lasers. // J. Amer. Ceram. Soc. 2006. v.89. № 6, P.1936-1944.

МЕТАЛЛООРГАНИЧЕСКИЕ КАРБОКСИЛАТЫ – ПРЕКУРСОРЫ НАНОРАЗМЕРНЫХ СЛОЖНЫХ ОКСИДОВ

Коротеев П.С. *, Гавриков А.В., Илюхин А.Б., Ефимов Н.Н.

Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, г.Москва,

** pskoroteev@list.ru*

Получение сложнооксидных систем с использованием гетерометаллических координационных соединений, из которых после удаления органической части молекулы формируется требуемый оксид, представляет существенный интерес, так как уже на уровне молекулярного предшественника возможно программирование состава ожидаемого оксида и некоторых его свойств [1]. Распространенный длительный и трудоемкий классический твердофазный синтез гетерометаллических оксидов часто бывает малоэффективен, особенно при получении тонких пленок или нанокристаллов. Получение сложных оксидов химической гомогенизацией через прекурсор, в котором атомы металлов входят в состав одной молекулы, позволяет снять диффузионные затруднения и

перевести реакцию в кинетическую область, что ускоряет процесс и снижает температуру его проведения. В результате удается избежать укрупнения частиц и продукт нередко является наноструктурированным материалом [1].

Исследования в области синтеза *3d-3d′*- и *3d-4f*-гетерометаллических карбоксилатов активизировались в 90-е годы прошлого века, поскольку подобные соединения оказались интересны как потенциальные прекурсоры для ВТСП, открытых во второй половине 80-х. Тогда же появились структурные данные о металлоорганических комплексах, содержащих Fe в составе анионов ферроценкарбоновых кислот, а второй *3d*-металл – в ионной форме; позднее были получены и ферроценкарбоксилаты *4f*-металлов. Нами было показано, что ферроценкарбоксилаты лантаноидов $[Ln(FcCO_2)_4(NO_3)_2(DMSO)_4]$ (Fc = $(\eta^5\text{-}C_5H_4)(\eta^5\text{-}C_5H_5)Fe$) могут служить прекурсорами гранатов $Ln_3Fe_5O_{12}$ [2]. Впервые нами были получены цимантренкарбоксилатные комплексы лантаноидов, представляющие собой *3d-4f*-карбоксилаты, содержащие атом Mn в составе металлоорганического фрагмента $CymCO_2^-$ (Cym = $(\eta^5\text{-}C_5H_4)Mn(CO)_3$). Термолиз биядерных и полимерных цимантренкарбоксилатов с соотношением Ln:Mn = 1:3 на воздухе приводит к смеси $LnMn_2O_5$ и Mn_2O_3 [3]. Направлением дальнейших исследований был поиск комплексов с соотношением Ln:Mn = 1:2, потенциальных прекурсоров манганитов-мультиферроиков $LnMn_2O_5$, не содержащих Mn_2O_3. Было получено несколько серий соединений с требуемым соотношением: $[Ln_2(CymCO_2)_4(NO_3)_2(MeOCH_2CH_2OMe)_2]$ [4], $[Ln_2(CymCO_2)_4(OAc)_2(H_2O)_4]$ [5] и $[Ln(CymCO_2)_2(OAc)(H_2O)_x]_n \cdot m\mathit{Solv}$ (x = 1 или 2; *Solv* – молекулы растворителя) [5]. Показано, что все они могут служить прекурсорами наноразмерных фаз $LnMn_2O_5$, магнитные свойства которых были охарактеризованы [4, 5] (Рис. 1).

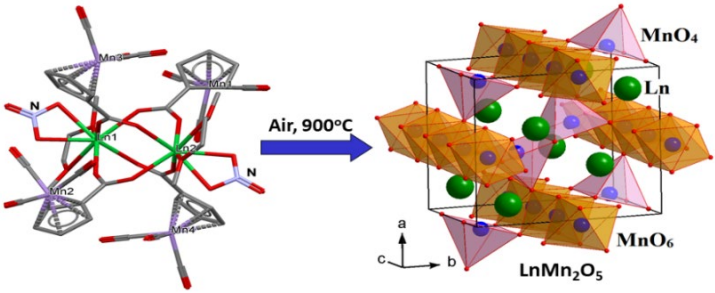


Рисунок 1 – Структура и термолиз комплексов $[Ln_2(CymCO_2)_4(NO_3)_2(DME)_2]$

В ходе дальнейших исследований получена серия комплексов $[Ln(CymCO_2)(acac)_2(H_2O)]_n$ (Ln = Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er; Hacac - ацетилацетон) с соотношением Ln:Mn = 1:1, их термолиз приводит к перовскитам-мультиферроикам $LnMnO_3$ [6] (Рис. 2).

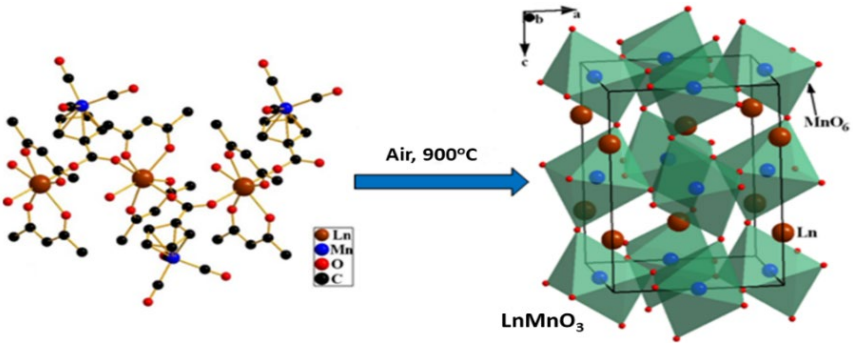


Рисунок 2 – Структура и термолиз комплексов $[Ln(CymCO_2)(acac)_2(H_2O)]_n$.

В случае переходных металлов в присутствии различных лигандов были получены новые *3d-3d′*-комплексы $[M(H_2O)_6](CymCO_2)_2 \cdot 4H_2O$ (M = Co, Ni, Zn), $[Co(CymCO_2)_2(bpy)_2] \cdot 2PhMe$ (bpy = 2,2′-bipyridyl), $[Co(CymCO_2)_2(imidazole)_2]$, $[Ni(CymCO_2)(bpy)_2(H_2O)][CymCO_2] \cdot 0.5MePh \cdot 2H_2O$, $[Cu(CymCO_2)_2(imidazole)_2]$, $[Cu(CymCO_2)_2(bpy)(H_2O)]$. Термолиз веществ на воздухе приводит к шпинелям MMn_2O_4 [7].

Была синтезирована новая серия *3d-3d′-4f*-ферроценкарбоксилатов $[Ln_2Cr_2(OH)_2(FcCO_2)_4(NO_3)_2(Htea)_2] \cdot Solv$ ($H_3tea = N(CH_2CH_2OH)_3$; Ln = Tb, Dy, Ho, Er, Y). Благодаря использованию N,O-лиганда триэтаноламина H_3tea в качестве дополнительного, удалось включить в структуру остова молекулы как оксофильные ионы Ln^{3+}, так и ионы Cr^{3+}. При термолизе на воздухе в качестве одного из продуктов комплексы образуют триметаллические перовскиты-мультиферроики $LnCr_{0.25}Fe_{0.75}O_3$ [8]. Продукты термического распада комплексов имеют структуру нанопористой керамики (Рис. 3).

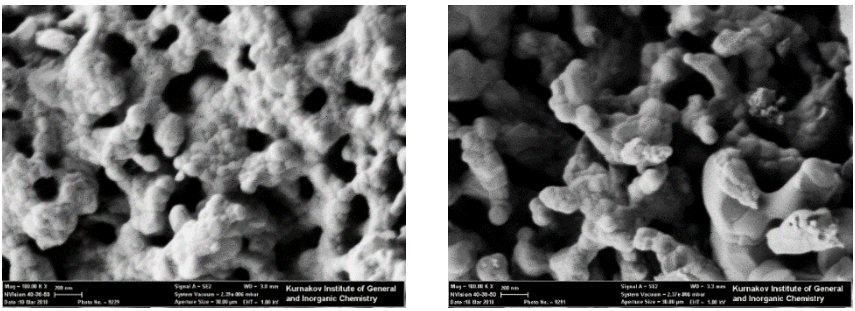


Рисунок 3 – Продукты термолиза комплексов $[Ln_2Cr_2(OH)_2(FcCO_2)_4(NO_3)_2(Htea)_2]\cdot Solv$, Ln = Ho (слева) и Ln = Y (справа) под электронным микроскопом ($\times 10^5$).

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-73-10189.

Список используемой литературы:

[1] П.С. Коротеев, Ж.В. Доброхотова, В.М. Новоторцев // РХЖ. 2016. Т. LX. №1. С. 3; С 17; С. 34.

[2] П.С. Коротеев, Ж.В. Доброхотова, Н.Н. Ефимов и др. // Коорд. Хим. 2014. Т. 40. № 7. С. 438.

[3] П.С. Коротеев, Ж.В. Доброхотова, А.Б Илюхин и др. // Коорд. Хим. 2016. Т. 42. №9. С. 550.

[4] P.S. Koroteev, Zh.V. Dobrokhotova, A.B. Ilyukhin et al. // Polyhedron. 2013. V. 65. P. 110

[5] P.S. Koroteev, Zh.V. Dobrokhotova, A.B. Ilyukhin et al. // Polyhedron. 2015. V. 85. P. 941.

[6] A.V. Gavrikov, P.S. Koroteev, Zh.V. Dobrokhotova et al. // Polyhedron. 2015. V. 102. P. 48.

[7] P.S. Koroteev, A.B. Ilyukhin, A.V. Gavrikov et al. // Molecules. 2022. V. 27(3). #1082

[8] P.S. Koroteev, Zh.V. Dobrokhotova, A.B. Ilyukhin et al. // Dalton Trans. 2021. V. 50. P. 16990.

ПОИСК ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИ СТАБИЛЬНЫХ КЛАСТЕРОВ В СИСТЕМЕ Nb-O С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭВОЛЮЦИОННЫХ АЛГОРИТМОВ USPEX

Попов И.С. *, Еняшин А.Н., Валеева А.А.

[1] *Институт химии твердого тела Уральского отделения Российской академии наук, г.Екатеринбург*

* *popov@ihim.uran.ru*

В последнее время большое внимание уделяется исследованию влияния малого размера частиц на стабильность, нестехиометрию и структуру соединений при переходе от микрокристаллов к нанокристаллам. Цель данной работы – поиск оптимальной, термодинамически наиболее стабильной структуры кластеров в системе Nb – O. Поиск проводился с использованием эволюционных алгоритмов программы USPEX [1]. Оптимизация геометрии и оценка энергий кластеров, генерируемых USPEX, осуществлялись при помощи DFT-GGA-PBE расчетов в программе VASP [2]. Размер кластеров Nb_nO_m варьировался в диапазоне n = 1-6 и m = 0-6. Для каждого состава было рассмотрено от нескольких десятков до нескольких сотен возможных структур.

Наиболее стабильные обнаруженные кластеры приведены на Рисунке 1.

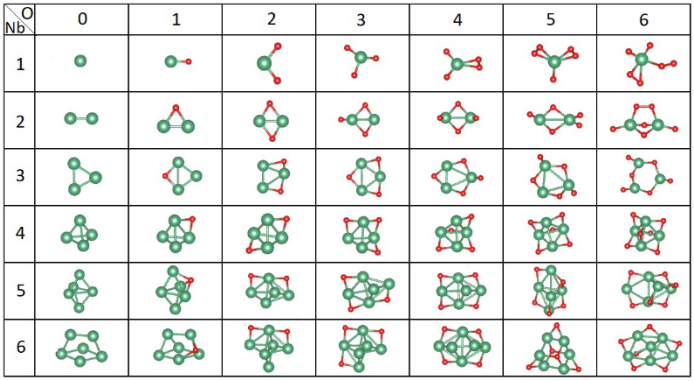


Рисунок 1 – Структуры термодинамически стабильных кластеров Nb_nO_m по результатам расчетов USPEX. Ячейки с n + m = 9, 10 и 11 содержат предварительные результаты.

Кластеры имеют плотную структуру с малой площадью поверхности. Кластеры с равным количеством атомов Nb можно охарактеризовать одним или двумя типами каркасов, к которым последовательно присоединяются атомы O. Наиболее предпочтительные

позиции атомов O – над центром ребер Nb-Nb. Большой избыток O ведет к появлению в кластерах Nb_nO_m мостиков -O-O-, обладающих большой избыточной энергией, но ме́ньшей, чем кластер и индивидуальная молекула O_2. Более подробные результаты и закономерности в составах кластеров, обладающих повышенными стабильностью и вероятностью формирования в ходе стохастических процессов синтеза, будут представлены на конференции.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-73-20012-П, https://rscf.ru/project/19-73-20012/ в Институте химии твердого тела УрО РАН.

Список используемой литературы:

[1] A.O. Lyakhov, A.R. Oganov, H. Stokes et al. // Comp. Phys. Comm. 2013. V. 184. #1172.

[2] G. Kresse, J. Furthmüller, // Phys. Rev. B. 1996. V. 54. #11169

СОЗДАНИЕ НАНОЧАСТИЦ ВИСМУТА

Манелов В.А. *, Каблукова Н.С.

Санкт-Петербургский государственный университет промышленных технологий и дизайна, г.Санкт-Петербург,

** vitosmans@yandex.ru*

Данная научная работа направлена на исследование возможности создания коллоидных растворов на основе металлических частиц, для снижения расхода материалов и более тонкой и точной работы при производстве различных изделий.

Объектом этого исследования является полуметалл висмут, в качестве наночастиц висмута.

В работе обсуждается возможность создание наночастиц висмута, с применением пеностекла.

Создание наночастиц висмута возможно посредством расплавления вещества на пеностекле в печи и его дальнейшее вытеснение из пор пеностекла (Рисунок 1), с помощью растворения пеностекла. [1]

Практическая значимость работы при исследовании создания наночастиц висмута, заключалась в дальнейшей возможности использования наночастиц в промышленном и/или ином создании различных изделий, для снижения токсичности и повышения экологичности, посредством снижения вредных материалов (уменьшении доли свинца и/или его замещение) при производстве изделий.

Основное содержание работы: описание создания наночастиц висмута и дальнейшая проверка их содержания в растворе.

В ходе изучения наночастиц висмута под микроскопом, после растворения пеностекла, мы видим изображения, полученные посредством прямого оптического излучения ("светлое поле") и оптическим излучением в отражённом поляризационном свете ("темное поле") (Рисунок 2).

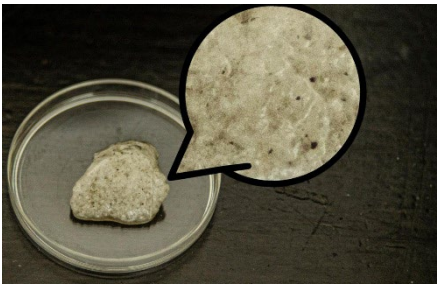


Рисунок 1 – Поры пеностекла, содержащие висмут

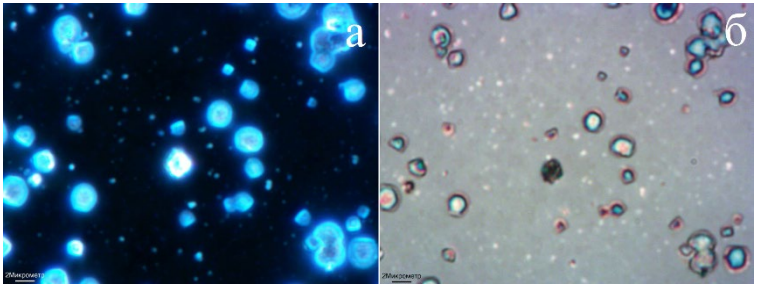


Рисунок 2 – Наночастицы висмута под микроскопом после растворения пеностекла: а - оптическое излучение в отраженном поляризационном свете ("темное поле") б - прямое оптическое излучение ("светлое поле")

После проведения эксперимента было установлено, что создать наночастицы висмута посредством расплавления на пеностекле - возможно. Предполагаю, что в будущем коллоидные растворы можно будет использовать в массовом, а не штучном производстве различной сложности изделий.

Список используемой литературы:

[1] O. Golov, Синтез, строение и свойства низкоразмерных форм серебра, меди и висмута в пористом стекле, Scientific Reports 101 (1) (2016) 1–101.

ПОЛУЧЕНИЕ КОЛЛОИДНЫХ И НАНОЧАСТИЦ ВИСМУТА ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГЕЛИЙ-НЕОНОВОГО ЛАЗЕРА

Смирнов В.В. *, Каблукова Н.С.
Санкт-Петербургский государственный университет промышленных технологий и дизайна, г.Санкт-Петербург
vladimir180302@gmail.com

Один из перспективных способов получения коллоидных и наночастиц – лазерная абляция. С помощью лазерной абляции можно получать различные металлические наночастицы (в том числе и наночастицы висмута), которые можно использовать в медицинских целях.

Подавляющие большинство работ по лазерной абляции посвящено получению наночастиц с помощью лазера на алюмоиттриевом гранате (Nd:YAG-лазер), а вот работ, где для получения наночастиц использовался бы гелий-неоновый лазер (He:Ne-лазер), в ходе поиска не было найдено. Также практически отсутствуют работы, посвященные влиянию температуры облучаемой мишени на концентрацию получаемых коллоидных и наночастиц. Поэтому является актуальным исследование, показывающие возможность получения коллоидных и наночастиц с помощью He:Ne-лазера, а также описывающие влияние на процесс получения этих частиц температуры.

В качестве материала мишени использовался поликристалл висмута-99.9, находящийся в пробирке с глицерином. В качестве источника лазерного излучения был использован He:Ne-лазер (λ = 632,8 нм, $P_{изл}$ = 1 мВт, $\tau_{имп}$ = 10 нс), излучение которого фокусировалось линзой через боковую стенку пробирки. Исследования проводились при двух температурах: 25 и 70 ºС. Абляция проводилась в течении 40 минут. Полученные в ходе абляции коллоидные и наночастицы висмута исследовались с помощью оптической микроскопии и атомно-силовой микроскопии.

В результате лазерной абляции поликристалла висмута при 25 ºС получен коллоидный раствор, содержащий крайне незначительное количество коллоидных частиц висмута. По результатам оптической микроскопии средние размеры коллоидных частиц висмута составляет 7 мкм, хотя были обнаружены и более крупные частицы, достигающие размера 24 мкм.

При 70 ºС концентрация полученных, в ходе лазерной абляции, коллоидных и наночастиц висмута значительно выросла. Средние размеры полученных при этой температуре коллоидных частиц составляют 3-5

мкм, но также были обнаружены агломераты, состоящие из множества частиц, которые могут достигать размеров 52 мкм. Также по результатам атомно-силовой микроскопии было показано, что полученные наночастицы висмута имеют размеры в длинну 4-5 мкм, в ширину около 1 мкм, а в высоту около 140-150 нм.

Исходя из этих данных можно сказать, что коллоидные и наночастицы висмута можно получать с помощью лазерной абляции, используя He:Ne-лазер, и, варьируя температуру, можно изменять концентрацию получаемых коллоидных и наночастиц висмута.

О РАЗМЕРНОМ ЭФФЕКТЕ ПОНИЖЕНИЯ ПЕРЕСЫЩЕНИЯ В ЖИДОФАЗНЫХ КАПЛЯХ МЕТАЛЛА-КАТАЛИЗАТОРА В ПРОЦЕССЕ РОСТА НИТЕВИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

Небольсин В.А. *, Юрьев В.А., Воробьев А.Ю., Самофалова А.С.
Воронежский государственный технический университет, г.Воронеж
** vcmsao13@mail.ru*

Проанализированы условия, приводящие к изменению формы фронта кристаллизации (ФК) в процессе роста нитевидных нанокристаллов (ННК) и причины появления его искривленных, несингулярных участков. Показано, что в условиях хорошей смачиваемости кристаллической поверхности каталитической жидкостью и нуклеации на регулярных местах растущей грани ННК на ФК в окрестности трехфазной линии (ТЛ) достигается метастабильное равновесие, обусловленное термодинамическим размерным эффектом понижения пересыщения (переохлаждения), результатом которого и является искривление фронта (рисунок 1). Кривизна ФК зависит от радиуса ННК и пересыщения в капле.

Для растущего с конечной скоростью ННК, имеющего поперечную сингулярную грань, примыкающую к ТЛ, термодинамическое равновесие в точке на периметре смачивания капли неполное, поскольку, очевидно, что для роста плоской грани требуется некоторое переохлаждение (пересыщение) $\Delta T/T_E$, где $\Delta T=T_E-T$ – переохлаждение жидкой фазы вблизи границы кристалл/жидкость (T_E и T – равновесная и фактическая температура процесса кристаллизации). Здесь под равновесной температурой T_E понимается такая температура, при которой величины свободной энергии фаз, разделенных плоской поверхностью и находящихся под одинаковым давлением, равны.

При положительном отклонении ΔT от температуры T_E в капле катализатора в соответствии с фазовой диаграммой, например, Au-Si, понижается предельная концентрация (растворимость) кристаллизуемого вещества, соответствовавшая равновесию при температуре T_E. Тогда из принципа Ле Шателье следует, что в системе возникают процессы, идущие в направлении, препятствующем понижению растворимости с отклонением ΔT, а, именно, искривление в сторону жидкой фазы межфазной границы кристалл/жидкость, приводящее к повышению растворимости, отвечающей выпуклой поверхности ФК. Это связано с тем, что атомы должны уходить с выпуклой поверхности кристалла в жидкую фазу легче, чем с плоской, поскольку они в среднем связаны слабее, т. к. число ближайших соседних атомов у них меньше. Поэтому на ФК ННК имеем две противоположные тенденции: одна обусловлена переохлаждением (пересыщением), т.е. понижением фактической температуры T выделения кристаллизуемого вещества из наноразмерной капли катализатора от равновесной T_E, а следовательно, понижением равновесной растворимости кристаллизуемого вещества, а другая определяется повышением предельной концентрации (растворимости) этого вещества, вызванной увеличением кривизны межфазной поверхности (эффект Кельвина) в процессе кристаллизации [1].

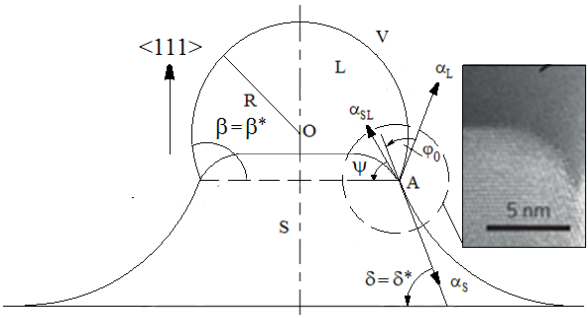


Рисунок 1 – Схема начального участка роста ННК с несингулярной торцевой поверхностью (на врезке показано РЭМ-изображение искривленного участка ФК ННК Si). R – радиус кристалла, β – угол смачивания, δ – угол наклона боковой поверхности ННК, ψ – угол наклона ФК, α_S, α_L и α_{SL} – удельная свободная поверхностная энергия границ раздела кристалл/газ, жидкость/газ и кристалл/жидкость

Равновесие жидкой (L) и твердой (S) фаз означает равенство их химических потенциалов μ на границе раздела ($\mu_L = \mu_S$). Таким образом,

полное равновесие фаз на ТЛ может достигаться при некотором сочетании фактической температуры T и радиуса кривизны r_c ФК, когда свободная энергия, обусловленная повышенной растворимостью над выпуклым участком межфазной поверхности кристалл/жидкость ННК, в точности компенсирует отклонение ΔT от T_E. Поскольку растворимость твердой фазы $\widetilde{C}$ в капле расплава падает с уменьшением радиуса R частиц катализатора сферической формы (их удельная поверхность увеличивается [2]) как

$$\widetilde{C} = \overline{C}_0 \exp\left(-\frac{2\alpha_L \Omega_L}{kTR}\right) \quad (1),$$

где $\overline{C}_0$ – равновесная концентрация кристаллизуемого вещества в растворе капли-катализатора на границе с плоским кристаллом, Ω_L – объем, занимаемый одним атомом кристаллизуемого вещества в жидкой фазе, k – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура, то отсюда следует, что для выращивания более тонких ННК требуются меньшие пересыщения (переохлаждения) в капле, чем для более толстых.

Таким образом в каплях катализатора проявляется очень важный термодинамический размерный эффект понижения переохлаждения (пересыщения) $\Delta T/T_E$, результатом которого является искривление ФК и, собственно, процесс кристаллизации.

Отклоненные от сингулярной ориентации участки ФК будут содержать много ступеней и для своего роста требуют существенно меньшего переохлаждения (пересыщения) $\Delta T/T_E$. При достаточно большой кривизне ФК на самой ТЛ пересыщение может обратиться в нуль, так что возникает полное термодинамическое равновесие ($\mu_L = \mu_S$).

Равновесие между твердой и жидкой фазами, разделенными искривленной поверхностью ФК ННК критического радиуса кривизны r_C^*, неустойчиво, поскольку при незначительном понижении температуры T скорость кристаллизации превосходит скорость растворения, в результате чего растет ННК. При этом обусловленное кристаллизацией уменьшение кривизны ФК под каплей повышает температуру равновесия, ускоряя рост кристалла. И, наоборот, при повышении температуры, скорость растворения кристалла в жидкой фазе катализатора превышает скорость кристаллизации, в результате чего часть ННК растворяется, радиус кривизны ФК уменьшается, отклонение от равновесия становится больше. Таким образом, растворение ускоряется, благодаря чему искривление ФК исчезает.

Управляя размером и формой жидкой фазы можно существенным образом изменять величину переохлаждения (пересыщения) в капле катализатора и изменять кривизну ФК и, как следствие, инициировать или,

наоборот, исключать появление внутренних наклонных граней, управляя морфологией и кристаллической фазой выращиваемых ННК.

С уменьшением радиуса ННК r при заданном значении $\Delta T/T_E$ кривизна ФК увеличивается (радиус кривизны r_C уменьшается). Этот факт объясняется повышением химического потенциала или равновесной растворимости кристаллизуемого вещества при $r \to 0$. С повышением $\Delta T/T_E$ кривизна фронта увеличивается, а радиус кривизны r_C уменьшается. Если для ННК Si принять толщину моноатомного слоя h=0,31 нм [3], то для формирования в окрестности ТЛ равновесной кривизны границы кристалл/жидкость, например, с r_C=5 нм, потребуется ~17 атомных слоев.

Исследование выполнено за счет гранта РНФ № 22-22-00449.

Список используемой литературы:

[1] V.A. Nebol'sin, E.V. Levchenko, V.A.Yuryev, et. al. // ACS Omega. 2023. V. 8. P. 8263.

[2] V.A. Nebol'sin, A.A. Shchetinin, et. al. // Inorg. Mater. 2005. V. 41, N. 12. P. 1256.

[3] C.-Y. Wen, J. Tersoff, K. Hillerich, et. al. // Phys. Rev. Lett. 2011. V. 107. P. 025503.

СИНТЕЗ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ИРИДИЯ

Борисов Р.В. [1,2] *, Белоусов О.В. [1,2], Лихацкий М.Н. [1], Жижаев А.М. [1]

[1] *Институт химии и химической технологии – обособленное учреждение ФИЦ КНЦ СО РАН, г.Красноярск*

[2] *Сибирский федеральный университет, г.Красноярск*

* *roma_boris@list.ru*

В настоящее время, среди платиновых металлов, большое внимание уделяется функциональным композитным наноматериалам на основе иридия, которые активно используются для каталитических приложений. Наночастицы иридия, нанесенные на различные матрицы, проявляют высокую каталитическую активность в процессах гидрирования, дегидрирования, выделения и восстановления кислорода, водных электролизерах. В работе рассмотрены процессы получения наноразмерных металлических частиц иридия и функциональных материалов с разным сочетанием МПГ на углеродных носителях в гидротермальных условиях. Для композитных материалов на основе иридия характерно сочетание селективности по отношению ко многим процессам и высокой каталитической активности. Свойства и применение

материалов существенно зависит от размеров, формы частиц и морфологии, которые можно целенаправленно варьировать в ходе синтеза. Предложен метод синтеза функциональных материалов без использования стабилизирующих добавок, которые могут адсорбироваться на поверхности и оказывать отрицательное влияние на каталитические свойства. Было установлено, что восстановление тетрагидридоборатом натрия водных растворов гексахлороиридата (IV) калия в кислых и щелочных средах при температурах 130-180°С приводит к образованию металлических частиц иридия. В зависимости от условий синтеза, согласно электронной микроскопии, усредненные размеры частиц составили от 8 до 200 нм, а размеры кристаллитов по данным рентгенофазового анализа до 10 нм. Методом низкотемпературной газовой адсорбции азота определены удельные поверхности порошков иридия, которые лежат в диапазоне до 25 $м^2/г$ в зависимости от условий синтеза.

Предложен способ нанесения наночастиц Ir на различные типы углеродных материалов. Наночастицы металла равномерно распределены по поверхности углеродного материала и имеют диаметр 5-8 нм. Методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии установлены особенности поверхностного строения и химическая чистота таких материалов. Обнаружены положительные каталитические эффекты синтезированных функциональных материалов в процессах анодного окисления воды по сравнению с исходным углеродным материалом.

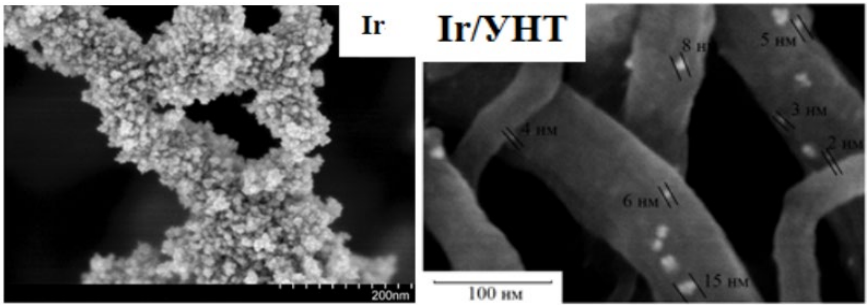


Рисунок 1 – СЭМ-изображения материалов

Работа выполнена в рамках государственного задания Института химии и химической технологии СО РАН (проект FWES-2021-0014) с использованием оборудования Красноярского регионального центра коллективного пользования ФИЦ КНЦ СО РАН.

НОВЫЙ МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛУГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Жидоморова К.А. [1,2]*, Масгутов И.И. [1,3], Селютин А.А. [1,4], Еремин А.В. [1]
[1]*Институт высокомолекулярных соединений Российской академии наук, г.Санкт-Петербург*
[2]*Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), г.Санкт-Петербург*
[3] *Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, г.Санкт-Петербург*
[4] *Санкт-Петербургский государственный университет, г.Санкт-Петербург*
** zhidomorovak@gmail.com*

Углеродные материалы являются чрезвычайно интересным объектом исследования благодаря целому ряду присущих им уникальных свойств. Одним из методов, позволяющих регулировать структуру и свойства, данных материалов на молекулярном уровне, является допирование гетероатомами, в частности - металлами, что позволяет получать системы, обладающие необычными магнитными, фото- и каталитическими, спектральными и др. свойствами. Подобные металлуглеродные системы обладают значительными перспективами использования в электронике, медицине, например, как компонент биосенсорных модулей или в процессах биовизуализации [1], защитных покрытиях, катализе и др. [2].

В настоящей работе разработан новый метод получения металлдопированных углеродных материалов C_yM_x с широким диапазоном содержания одного или нескольких металлов. Металлуглеродные материалы C_yM_x, не содержащие иных гетероатомов, были получены высокотемпературным пиролизом в условиях динамического вакуума (1000 °C, ~0.2 мбар, 1 час) эмеральдина, содержащего необходимые количества металлокомплексов [ML_n] - катализаторов синтеза полианилина методом окислительной полимеризации (рис.1) [3].

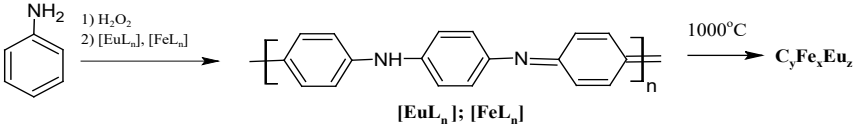


Рисунок 1 – Общая схема получения C_yM_x на примере $C_yFe_xEu_z$

Предложенным методом была получена серия металлуглеродных материалов на основе турбостратного углерода $C_yFe_xEu_z$ с различным соотношением металлов (Fe:Eu) и углеродной фазы, представленная в таблице 1.

Таблица 1 – Элементный состав полученных образцов $C_yFe_xEu_z$

Состав		Состав (% масс)	
n(Fe) : n(Eu)	n(Fe+Eu) : n(C)	C	H
60:1	1:50	77,5	4,2
5.5:1		80,2	4,8
1:1		70,4	5,4

Образцы охарактеризованы методами элементного анализа, РФЭС-, ИК- и Раман-спектроскопии и электронной микроскопии.

Список используемой литературы:

[1] K. Liang, J. Ge, P. Wang// Biomed Mater. 2022. V. 15. 18 (1).

[2] P. Huang et al.// Nanoscale. 2020. V. 12. №4. P. 2309–2327

[3] Д.А. Ступакова, В.Э. Мельниченко, И.Б. Кометиани // Auditorium. 2022. V. 3. P. 13-15.

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦ ГЕТЕРОСТРУКТУР ZnS/Ag_2S

Садовников С.И.

Институт химии твердого тела Уральского отделения Российской академии наук, г.Екатеринбург

sadovnikov@ihim.uran.ru

В работе реализован универсальный способ получения нанокристаллических гетероструктур $ZnS/Ag_2S = (Ag_2S)_x(ZnS)$ с $0.025<x<0.150$ с регулируемой шириной запрещенной зоны в диапазоне от 2.0 до 3.6 эВ для применения в нанофотонике и оптоэлектронике. Нанокристаллические гетероструктуры ZnS/Ag_2S синтезировали в две стадии: сначала химическим осаждением получали коллоидный раствор сульфида серебра, к которому затем добавляли нитрат цинка. Микроструктуру, размер частиц и элементный химический состав сульфидных порошков изучали методами сканирующей электронной микроскопии на микроскопе JEOL-JSM LA 6390 и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМВР) на микроскопе ThemisZ (Thermo Fisher, USA), позволяющем получать прямые изображения микроструктуры наночастиц с разрешением по решетке до

0.07 нм и изображения в режиме HAADF-STEM, а также проводить EDX картирование с определением позиций тяжелых и легких элементов. Размер наночастиц в синтезированных гетероструктурах равен 10-15 нм (Рисунок 1*a*), при этом в наночастицах наблюдается равномерное распределение Ag, Zn и S (Рисунок 1*b*).

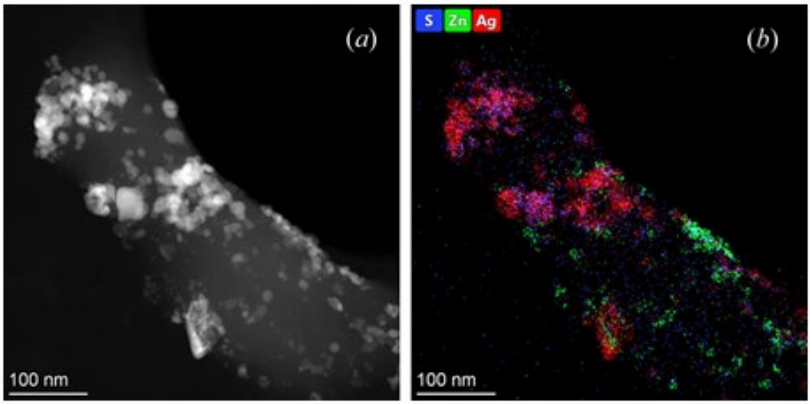


Рисунок 1 – (*a*) ПЭМВР гетероструктуры ZnS/Ag_2S, (*b*) Распределение цинка, серебра и серы в гетероструктуре ZnS/Ag_2S

Синтезированные гетероструктуры $(Ag_2S)_x(ZnS)$ с $0.025<x<0.150$ представляют собой нанокристаллическую матрицу из частиц сульфида цинка, допированную наночастицами сульфида серебра. В гетероструктурах $(Ag_2S)_x(ZnS)$ важная роль принадлежит границе раздела (интерфейсу) между сульфидами серебра и цинка. Моделированием границы раздела между ZnS и Ag_2S [1] показало, что наиболее энергетически выгодным является образование гетероструктур $(Ag_2S)_x(ZnS)$, в которых граница раздела образована плоскостью (*hk*0) сульфида ZnS и плоскостью (*hk* 0.4123) кубического сульфида Ag_2S. На этой границе наблюдаются наименьшие деформационные искажения. Межфазные энергии границ раздела в гетероструктурах $(Ag_2S)_{0.1}(ZnS)$ и $(Ag_2S)_{0.025}(ZnS)$ равны ~2.5 и ~1.5 Дж·м$^{-1}$.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-79-10101 П в Институте химии твердого тела УрО РАН.

Список используемой литературы:

[1] S.I. Sadovnikov. // Mater. Sci. Semicond. Proc. 2022. V.148. Paper 106766.

ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИЙ ПОТЕНЦИАЛ КИСЛОРОД-ДЕФИЦИТНЫХ НАНОЛИСТОВ ZNO: КВАНТОВО-ХИМИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ

Мешина К.И. *, Ткаченко Д.С., Кочнев Н.Д., Кирсанов Д.О., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М.

[1] *Санкт-Петербургский государственный университет, г.Санкт-Петербург*

** kmeshina040301@gmail.com*

Актуальной задачей экологии является очистка сточных вод от органических загрязнителей с использованием инновационных подходов, например, процесса фотокатализа. В качестве фотокатализаторов используют полупроводниковые наночастицы, среди которых ZnO является наиболее перспективным благодаря своей нетоксичности и широкому использованию в разнообразных отраслях промышленности. Считается, что комплекс особых свойств ZnO определяется наличием в его структуре кислородных вакансий и дефектов, при этом в литературе не обсуждается причина такой фотокаталитической активности.

Синтез 9 образцов ZnO осуществлен с помощью метода химического осаждения с последующей гидротермальной обработкой при варьировании концентрации реагентов, pH и температуры реакционной среды. Методами РФА, ИК, СЭМ и БЭТ продемонстрировано формирование во всех случаях нанопластин ZnO со средней толщиной от 17 до 37 нм в зависимости от условий проведения процесса. Сравнение данных СЭМ и размеров кристаллитов, рассчитанных из РФА, показало, что наиболее протяженная поверхность листов отвечает грани (1 0 0), а наименее протяженная – (0 0 1). Определение количества кислородных вакансий и дефектов произведено с помощью данных РФЭС и КР-спектроскопии. На спектрах поглощения в координатах Тауца видно наличие нескольких непрямых переходов, что указывает на наличие в запрещённой зоне дополнительных энергетических уровней с энергиями 1.45 – 2.77 эВ, что позволяет ожидать фотокаталитическую активность исследуемых наночастиц под действием видимого света.

Для определения количества кислородных вакансий проводился квантово-химический расчет зонной структуры методом DFT с использованием оригинального подхода, позволяющего различить образцы, верификация проведена путем сравнения полученных значений с данными спектроскопии поглощения.

На основании исследования кинетики фотодеградации модельного красителя метиленового голубого под видимым излучением выбран

оптимальный образец, для которого проведено комплексное исследование фотокаталитической активности для четырех красителей: метиленового голубого, бриллиантового зеленого, эозина К и конго красного. На основании кинетических зависимостей скоростей процессов темной адсорбции и фотодеградации загрязнителей и расчетных энергий взаимодействия поверхности наночастиц с молекулами четырех красителей показано, что метиленовый голубой, бриллиантовый зеленый и эозин К сорбируются на грани (1 0 0) и данный процесс определяется энергией взаимодействия красителя с данной гранью, в то время как на грани (0 0 1) имеет место фотокатализ, причем скорость процесса определяется разницей между энергией взаимодействия грани (0 0 1) с молекулой и грани (1 0 0) с молекулой. Для конго красного наблюдается другая закономерность: молекула сорбируется на грани (0 0 1), при этом фотодеградация происходит на грани (1 0 0).

Таким образом, проведенное исследование позволило установить факторы, определяющие эффективность деградации загрязнителей с разной химической структурой.

Исследования выполнены на базе научного парка СПбГУ, в том числе ресурсных центров «Рентгенодифракционные методы исследования», «Методы анализа состава вещества», «Оптические и лазерные методы исследования», «Вычислительный центр», «Криогенный отдел», междисциплинарного ресурсного центра по направлению «Нанотехнологии».

ДОПИРОВАННЫЕ НАНОСТЕРЖНИ СОСТАВА Ni-SnO_2 ДЛЯ ЭКОЛОГИЧНОЙ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД

Подурец А.А. *, Колоколов Д.С., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М.

Институт химии СПбГУ, г.Санкт-Петербург

** anastasiia.podurets@gmail.com*

С развитием промышленного производства и повышением стандартов качества жизни становится актуальной проблема полной, быстрой и дешевой очистки сточных вод, так как используемые начиная с 20 века очистные сооружения не справляются с утилизацией современных химикатов. Фотокаталитическая очистка сточных вод с помощью энергии видимого света и полупроводниковых фотокатализаторов на основе сферических наночастиц SnO_2, допированных ионами Ni^{2+}, позволяет перейти к новым энергоэффективным системам для решения современных задач по устранению вредных токсикантов, включающих одновременно

циклические органические соединения и бактерии. Однако, несмотря на активное развитие данной темы в научных публикациях, вопрос влияния формы наночастиц на фотокаталитическую активность остается открытым. Целью данной работы является исследование влияния условий синтеза на морфологические и структурные параметры наночастиц Ni-SnO_2.

Для этого нами были получены допированные Ni^{2+} наночастицы SnO_2 с применением метода осаждения в комбинации с пост-синтетической гидротермальной обработкой (ГТО) предварительно полученной суспензии с концентрацией допанта 11 мол.%. По данным РФА все полученные образцы представляют собой основную фазу типа рутил SnO_2 (PDF 00-041-1445). Методами ПЭМ и БЭТ показано, что ГТО приводит к получению наностержней размеры которых зависят от условий синтеза исходной суспензии. Структурные параметры, такие как кислородные вакансии и дефекты, были охарактеризованы методами КР и РФЭС спектроскопии. Методом спектрофотомерии в УФ и видимой областях были рассчитаны значения ширины запрещенной зоны, для всех образцов составляют около 3.5 – 3.3 эВ. Положение допанта в кристаллической структуре, плотность состояний и зонная структура полученных наночастиц были определены квантово-химическим методом функционала плотности с использованием разработанного нами оригинального подхода. Показано, что фотокаталитическая активность наночастиц обусловлена наличием в запрещенной зоне дополнительных уровней.

Фотокаталитическое тестирование образцов проводилось путем разложения красителя метиленового голубого (MB) под действием коммерчески доступной лампы видимого света. Показано, что для всех образцов наблюдается более 90% через 60 минут, скорость деградации зависит от выраженности взаимодействия краситель – поверхность фотокатализатора. Также зафиксирована выраженная фотокаталитическая активность для смесей промышленно важных красителей, что позволяет рекомендовать разработанный материал как эффективный катализатор для очистки сточных вод.

Исследования были проведены на базе ресурсных центров «Инновационные технологии композитных материалов», «Методы анализа состава и вещества», «Нанотехнологии», «Оптические и лазерные методы исследования», «Рентгенодифракционные методы исследования», «Физические методы исследования поверхности», «Вычислительный центр» Научного парка СПбГУ.

МОДЕЛЬ РАСЧЁТА ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ ПЛОТНОСТИ СПЕЧЁННЫХ ТВЁРДЫХ СПЛАВОВ И КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА И ТИТАНА

Терентьев А.В. [1]*, Исаева Н.В. [1], Благовещенский Ю.В. [1], Ланцев Е.А. [2], Мурашов А.А. [2], Андреев П.В. [2], Нохрин А.В. [2]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия*

[2] *НИФТИ ННГУ, Н.Новгород, Россия*

**aterentev@imet.ac.ru*

Взаимодействие карбидов вольфрама и титана в процессе спекания приводит к образованию двойного карбида (Ti,W)C на основе ГЦК решетки карбида титана. Результаты расчёта теоретической плотности по формуле (I) – дают неверные значения ($\rho_{эксп}/\rho_{теор} > 1$) для керамик и твёрдых сплавов на основе полученных в процессе спекания наноразмерных порошков WC и TiC. Это связано с тем, что результаты рентгенофазового анализа (РФА) идентифицируют фазу (Ti,W)C как фазу TiC.

$$\rho_{теор} = \sum_i^n \omega_{vi}\rho_i \qquad \omega_{vi} = \frac{V_i}{\sum V_k} \qquad V_i = \frac{\omega_{wt,i} \cdot 1gr}{\rho_i} \qquad (I)$$

где ω – массовая доля (%), $\rho -$ плотность фазы г/$см^3$

В связи с этим предложен способ расчета $\rho_{теор}$ двойной карбидной фазы для переменного состава на основе данных РФА, а именно разницы в объемной доле карбида титана до и после спекания. В расчетной модели были приняты следующие приближения – плотность фазы Co остается постоянной, фаза (Ti_x,W_{1-x})C имеет стехиометрический состав.

Расчет плотности (II) основан на молярной доле атомов в ячейке и величинах их атомных масс и объемов. Двойной карбид, основанный на решетке TiC, представляет собой две подрешетки – углеродную (C) и металлическую (Me). Рассмотрим объем содержащий одинаковое количество атомов углерода (C) и атомов вольфрама и титана (с неизвестным x) в (Me), которая представляет собой (Ti_x,W_{1-x}).

$$\rho[(Ti_x, W_{1-x})C] = \frac{AM_{Ti} \cdot n_{Ti} + AM_W \cdot n_W + AM_C \cdot n_C}{AV_{Ti} \cdot n_{Ti} + AV_W \cdot n_W + AV_C \cdot n_C} \qquad (II)$$

где AM – атомная масса [г/моль], AV - атомный объем [$см^3$/моль], n - молярная доля атомов

Ниже приведен расчет плотности двойной карбидной фазы для образца (исходный порошок которого содержит 30 мас.%TiC), спеченного при температуре 1150°C. Согласно РФА, спеченный образец содержит 77,5мас.%(Ti_x,W_{1-x})C, учитывая, что увеличение содержания фазы типа TiC связано с растворением WC, можно сделать вывод, что в ней

растворено 47,5мас.%WC. Считая распределение углерода в углеродной подрешетке постоянным, мы переходим к металлической подрешетке, где x равно 30/77,5 (доля атомов титана), а 1-x равно 47,5/77,5 (доля атомов вольфрама). Тогда молярная доля атомов вольфрама и титана может быть рассчитана следующим образом

$$n_{Ti} = \frac{30/AM_W}{47{,}5/AM_W + 30/AM_{Ti}} = 0{,}71 \quad n_W = \frac{47{,}5/AM_W}{47{,}5/AM_W + 30/AM_{Ti}} = 0{,}29 \qquad (\text{III})$$

на 100 атомов в металлической подрешетке приходится 29 атомов W и 71 атом Ti. Предполагая, что на 100 атомов металлической подрешетки приходится 100 атомов C (стехиометрия):

$$\rho\left[\left(Ti_{0{,}29}, W_{0{,}71}\right)C\right] = \frac{AM_{Ti} \cdot 71 + AM_W \cdot 29 + AM_C \cdot 100}{AV_{Ti} \cdot 71 + AV_W \cdot 29 + AV_C \cdot 100}$$

принимая $AV_{Ti} = 10{,}45$ см^3/моль; $AV_W = 9{,}53$ см^3/моль; $AV_C = 4{,}58$ см^3/моль и $AM_{Ti} = 47{,}87$ г/моль; $AM_W = 183{,}84$ г/моль; $AM_C = 12{,}01$ г/моль

$$\rho\left[\left(Ti_{0{,}29}, W_{0{,}71}\right)C\right] \approx 6{,}82 \text{ г/см}^3$$

Рассчитанные значения ($\rho_{\text{изм}}/\rho_{\text{теор}}$) хорошо согласуются с наблюдаемым на снимках микроструктуры количеством пор.

НЕОДНОРОДНЫЕ МИКРОМАГНИТНЫЕ СОСТОЯНИЯ В СФЕРОИДАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦАХ МАГНЕТИТА

Серебрякова О.Н. *, Усов Н.А.

[1] *Институт земного магнетизма, ионосферы и распространения радиоволн им. Н.В. Пушкова Российской академии наук, Троицк, г.Москва*

* *silver@izmiran.ru*

Наночастицы магнетита широко применяются в биомедицине, в частности в магнитной гипертермии, новом перспективном методе лечения онкологических заболеваний [1]. Недавно было показано [2], что удельная поглощаемая мощность ансамбля магнитных наночастиц в переменном магнитном поле существенно зависит от распределения наночастиц по размерам, причем максимум удельной поглощаемой мощности может лежать вблизи диаметра однодоменности наночастиц. В тоже время, детальная информация о диаметрах однодоменности

наночастиц магнетита в зависимости от их аспектного отношения в настоящее время отсутствует.

В данной работе с помощью численного моделирования изучены неоднородные микромагнитные состояния вихревого типа, реализующиеся в сфероидальных наночастицах магнетита с различным аспектным отношением полуосей a/b = 0,5 – 2,0 в широком диапазоне диаметров. В работе принимается во внимание сложный, комбинированный тип магнитной анизотропии, связанный с наличием энергии анизотропии формы, а также энергии магнито-кристаллографической анизотропии магнетита кубического типа. Показано, что в зависимости от аспектного отношения, в наночастицах магнетита существуют различные типы вихревых микромагнитных состояний, которые конкурируют по энергии с состоянием однородного намагничивания. Обнаружено, что диаметры однодоменности наночастиц магнетита существенно зависят от ориентации легких осей кубической магнитной анизотропии по отношению к оси симметрии сфероидальной наночастицы.

Устойчивые стационарные микромагнитные состояния сфероидальных наночастиц магнетита находятся в данной работе методом установления, путем решения динамического уравнения Ландау-Лифшица – Гильберта (ЛЛГ) с феноменологическим затуханием [3]. Намагниченность насыщения частиц магнетита принимается равной M_s = 450 эме/см^3, обменная константа $C = 2A = 2\times10^{-6}$ эрг/см, константа кубической магнитной анизотропии $K_c = -10^5$ эрг/см^3 [4]. Размер численной ячейки изменялся в интервале 2- 5 нм, что существенно меньше обменной длины $L_{ex} = \sqrt{C}/M_s$ = 31,4 нм. В данной работе рассмотрены два основных типа ориентации легких осей кубической магнитной анизотропии по отношению к оси симметрии частицы, которая предполагается ориентированой вдоль оси z. Для случая комбинированной анизотропии типа ‘d’ легкие оси кубической анизотропии параллельны единичным векторам $\left(\pm 1/\sqrt{3}, \pm 1/\sqrt{3}, \pm 1/\sqrt{3}\right)$, а для случая комбинированной анизотропии типа ‘z’ одна из легких осей кубической анизотропии параллельна ее оси симметрии.

На рисунках 1а и 1б представлены энергетические диаграммы стационарных микромагнитных состояний, полученные с помощью численного моделирования в сфероидальных наночастицах магнетита с аспектными отношениями, a/b = 1,5 и 2,0, соответственно. В этих частицах, в зависимости от типа анизотропии и аспектного отношения, обнаружены вихревые состояния с осью вихря, параллельной (вихрь ‘z’), и перпендикулярной оси симметрии частицы (вихрь ‘p’). Интересно, что при

фиксированном аспектном отношении сдвиг энергетических диаграмм по вертикали на рисунках 1а, 1б сопровождается также существенным различием поперечных диаметров однодоменности для наночастиц с анизотропией типа ‘d’ и ‘z’. В работе показано также, что при произвольной ориентации осей кубической анизотропии энергетические диаграммы стационарных состояний частицы располагаются в промежуточной области энергий между диаграммами для наночастиц с анизотропией типа ‘d’ и ‘z’, соответственно.

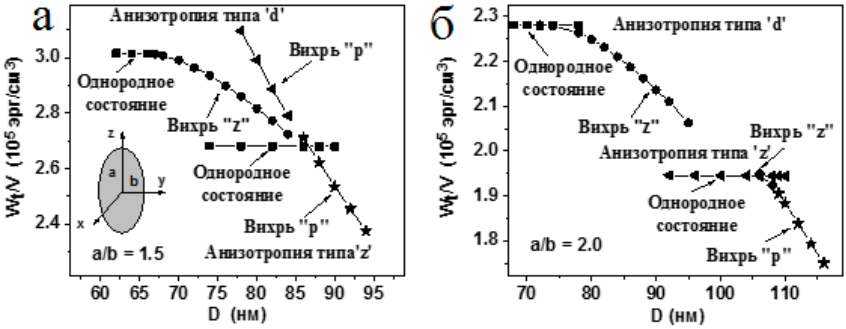


Рисунок 1 – Энергетические диаграммы стационарных микромагнитных состояний в сфероидальных наночастицах магнетита с аспектным отношением a/b = 1,5 (а) и a/b = 2,0 (б), соответственно.

Определенные по результатам вычислений поперечные диаметры однодоменности D_c наночастиц магнетита с различными аспектными отношениями и различным типом комбинированной магнитной анизотропии представлены в Талице 1.

Таблица 1.

	Анизотропия типа ‘z’	Анизотропия типа ‘d’
a/b = 1,0		D_c = 70,4 нм
a/b = 1,5	D_c = 86,6 нм	D_c = 66,0 нм
a/b = 2,0	D_c = 106,0 нм	D_c = 72,0 нм
a/b = 0,5	D_c = 101,0 нм	D_c = 102,0 нм

Список используемой литературы:

[1] E. A. Périgo, G. Hemery, O. Sandre et al. //Appl. Phys. 2015 V. 2. #041302

[2] N. A. Usov, M. S. Nesmeyanov et al. //Beilstein J. Nanotechnol. 2019 V. 10 #305.

[3] N. A. Usov, Yu. B. Grebenshchikov In “Magnetic nanoparticles”, ed. S. P. Gubin, Wiley-VCH, 2009, #303.

[4] S. Chikazumi, Physics of Ferromagnetism, Oxford University Press, Oxford, 2005.

ИССЛЕДОВАНИЕ АДСОРБЦИОННОГО РАФИНИРОВАНИЯ РАСПЛАВОВ ТРИАДЫ ЖЕЛЕЗА ОТ ПРИМЕСЕЙ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ ЭКЗОГЕННЫМИ ТУГОПЛАВКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ

Бурцев В.Т., Анучкин С.Н., Самохин А.В.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва

Burtsev@imet.ac.ru, AnuchkinSN@yandex.ru

Одним из перспективных направлений улучшения качества сталей и сплавов является использование наночастиц тугоплавкой фазы (НЧТФ) как реагентов для рафинирования расплавов Fe, Co и Ni от примесей цветных металлов (ПЦМ). Введение наночастиц тугоплавкой фазы в расплав триады Fe с ПЦМ, обладающих поверхностно-активными свойствами, обеспечивает образование ансамблей [1] с новыми поверхностными свойствами, интенсифицирующих взаимодействие металла с керамикой. Это приводит к рафинированию металла от вредных примесей, а существование капиллярно-активных веществ на твердой поверхности в виде ансамблей Me+(НЧТФ-ПЦМ) позволяет развить гипотетический механизм взаимодействия ансамблей с керамикой, предполагая наличие поверхностно-активных свойств ансамблей [2].

Цикл исследований по взаимодействию НЧТФ с ПЦМ в расплавах триады железа позволили установить закономерности рафинирования расплавов от ПЦМ в зависимости от размера частиц и времени изотермической выдержки после ввода НЧТФ. Показано, что значения степени удаления ПЦМ (при их концентрации ~ 0,05 масс.%) составляют для систем: Fe-Sn-НЧТФ – 27 отн. %; Ni-Sn-НЧТФ – 25 отн. %; Co-Sn-НЧТФ – 22 отн. %; Fe-Sb-НЧТФ – 22 отн.%; Co-Sb-НЧТФ – 24 отн.%; Fe-Cu-НЧТФ – 16 отн.%. Анализ экспериментальных зависимостей указывает на двухстадийный процесс удаления ансамблей из расплава при их взаимодействии с огнеупорным материалом тигля и возможным обратным переходом ансамблей в расплав.

Влияние особенностей удаления ансамблей изучили при исследовании поверхностного натяжения и плотности систем Fe-ПЦМ-НЧТФ, Ni-ПЦМ-НЧТФ и Co-ПЦМ-НЧТФ в интервале температур от

плавления до 1650 ºС. Обнаружили факт инверсии температурного коэффициента, а также существенное влияние времени выдержки в ВИП на изменение структурных свойств. В рамках квазихимической теории металлических расплавов рассмотрели влияние ансамблей на степень разрыхленности расплава.

На основании полученных данных предложен новый адсорбционный механизм рафинирования расплавов триады железа от примесей цветных металлов при их взаимодействии с экзогенными тугоплавкими наночастицами и с удалением образовавшихся ансамблей адсорбцией на керамике огнеупорного тигля. Все это позволит использовать комплексное применение НЧТФ как рафинирующих и модифицирующих добавок, что послужит основанием для совершенствования технологии рафинирования специальных сталей и жаропрочных сплавов и улучшения их эксплуатационных свойств.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-01176-23-00.

Список используемой литературы:

[1] С.Н. Анучкин, В.Т. Бурцев, А.В. Самохин, Г.В. Серов // Физика и химия обработки материалов. 2009. №6. С. 78-85.

[2] Е.Д. Щукин, В.И. Савенко, А.И. Малкин. Лекции по физико-химической механике. М.: Нобель Пресс. 2015 г. 676 с.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ НАНОЧАСТИЦ ЦЕОЛИТА НА РАННИХ СТАДИЯХ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПРИ ЦЕМЕНТИРОВАНИИ СКВАЖИН

Мохаммедамин Али Ибрахим Мохаммедамин

Уфимский государственный нефтяной технический университет, г.Уфа

alimestudent@gmail.com

В работе представлены экспериментальные результаты влияния добавок наноцеолитов (размер частиц ≤ 100 нм) на повышение прочности цемента класса G на сжатие при строительстве скважин в нефтегазовой отрасли. В таблице 1 были использованы три различные добавки наноцеолита (концентрация 0,5%, 1%, 1,5% от массы цемента). При этом образцы отливали в виде кубиков (2"×2"×2") и затвердевали на водяной бане при атмосферном давлении и температуре нагрева 60°C (140°F) в течение 8 часов. Прочность определяли путём сжатия образцов на прессе в соответствие со спецификацией API. 10A, 2019 [1]. Морфологию поверхности и микроструктуру образцов цементного камня определяли с

помощью рентгенограмм (XRD), инфракрасных спектров с преобразованием Фурье (FTIR) и атомно-силовой микроскопии (АСМ).

Таблица 1 Составы для смешивания цементного раствора с наноцеолитом

Образец этикетки	Цемент (%)	Вода (%)	Наноцеолита (%)	Количество образцов
Чистый цемент (NC)	100	44	0	3
Наноцеолит (Z0.5%)	100	44	0.5	3
Наноцеолит (Z1%)	100	44	1	3
Наноцеолит (Z1.5%)	100	44	1.5	3

Результаты показали, что добавка 1,5% наноцеолита от массы цемента приводит к самым высоким показаниям прочности при сжатии (Рисунок 1). Влияние наноцеолита на морфологию цемента показано на (Рисунке 2). Наноцеолит представляет собой пуццолановый материал с большим количеством свободного пространства и низкой плотности, превосходными свойствами молекулярного сита и высокой катионообменной способностью. Благодаря этому цеолиты действуют как губки. Они способны поглощать молекулы при медленном, среднем и быстром темпе [2]. Эти свойства способствуют повышению прочности цементных смесей.

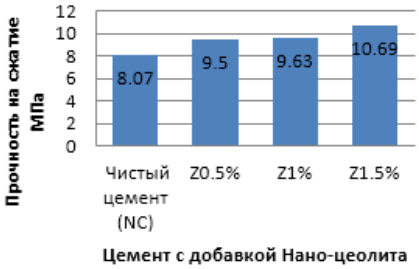


Рисунок 1 – Прочность на сжатие результаты

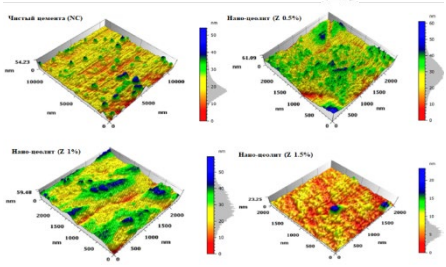


Рисунок 2 - (АСМ) анализ поверхности

Список используемой литературы:

[1] Спецификация API. 10A, 2019 г., Спецификация на цементы и материалы для цементирования скважин, 25-е издание.

[2] Ehsan Kianfar, Nano zeolites: synthesized, properties, applications, Journal of Sol-Gel Science and Technology, 91, pages 415–429 (2019).

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ ЗОЛОТА МЕТОДОМ ХИМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЗОЛОТОХЛОРИСТОВОДОРОДНОЙ КИСЛОТЫ ($HAUCL_4$) В ВОДНОЙ СРЕДЕ

Теплякова Т.О., Конопацкий А.С.
НИТУ «МИСИС», г.Москва
teplyakova.to@mail.ru

Наночастицы золота (AuNPs) привлекают особое внимание благодаря своим уникальным свойствам [1]. AuNPs находят широкое применение в таких областях как медицина и катализ. Так AuNPs находят применение в качестве наночастиц для модификации медицинских материалов, с целью создания поверхности, проявляющей антибактериальные свойства [2]. В области катализа AuNPs могут выступать в качестве каталитически активных частиц в реакциях переработки парниковых газов. Исходя из этого, актуальной задачей становится поиск метода формирования AuNPs, который обеспечит формирование наночастиц малого размера и будет сравнительно прост в своем применении.

В качестве способа формирования наночастиц золота было выбрано химическое восстановление золотохлористоводородной кислоты ($HAuCl_4*4H_2O$) с использованием в качестве восстановителя борогидрида натрия ($NaBH_4$). Был произведен подбор оптимальных параметров синтеза, путем изменения количества $NaBH_4$ в среде: к 32 мл H_2O было добавлено 1,5 мг $HAuCl_4*4H_2O$ и $NaBH_4$ в различных концентрациях ($46{,}8*10^{-3}$ мг/мл; $23{,}4*10^{-3}$ мг/мл; $11{,}7*10^{-3}$ мг/мл; $4{,}6*10^{-3}$ мг/мл). Синтез был проведен при постоянном перемешивании в течение 20 минут при комнатной температуре.

Исследование кинетики формирования наночастиц при различных параметрах синтеза было проведено спектрофотометрическим методом. В качестве раствора сравнения была использована дистиллированная вода. Данные результаты позволили установить, что спектры поглощения, соответствующие растворам, при концентрациях $46{,}8*10^{-3}$ мг/мл и $23{,}4*10^{-3}$ мг/мл $NaBH_4$, обладают достаточно широкими пиками на длине волны 530 и 528 нм соответственно, что указывает на образование AuNPs относительно больших размеров, вероятно находящихся в агломерированном состоянии. Для раствора, полученного при концентрации $4{,}6*10^{-3}$ мг/мл $NaBH_4$ можно наблюдать выраженный пик при 522 нм, что указывает на более низкую скорость восстановления AuNPs вследствие снижения содержания восстановителя в среде. Довольно узкий пик, соответствующий раствору, полученному при

концентрации $11,7*10^{-3}$ мг/мл $NaBH_4$, расположенный на длине волны 517 нм указывает на образование достаточного количества мелкодисперстных наночастиц золота со средним размером до 5 нм.

Изучение размера образовавшихся AuNPs при концентрации $11,7*10^{-3}$ мг/мл $NaBH_4$ в среде было проведено методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Было установлено, что наночастицы золота находятся в металлическом, монокристаллическом состоянии. Межплоскостное расстояние d = 2,35 Å для полученных частиц, соответствует (111) Au. Средний размер сформированных наночастиц составляет 3 нм.

В результате работы были установлены оптимальные параметры синтеза наночастиц золота, которые могут быть использованы для модификации поверхности различных подложек для применения в медицине и катализе.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-79-10286-П.

Список используемой литературы:

[1] Hammami I. et al. Gold nanoparticles: synthesis properties and applications //Journal of King Saud University-Science. – 2021. – С. 101560.

[2] Hakamada M., Taniguchi S., Mabuchi M. Antibacterial activity of nanoporous gold against Escherichia coli and Staphylococcus epidermidis //Journal of Materials Research. – 2017. – Т. 32. – №. 9. – С. 1787-1795.

СЕКЦИЯ 2

Наноструктурные пленки и покрытия в конструкционных и функциональных материалах

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

Приглашенный доклад

IN-SITU НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Петржик М.И., Муканов С.К., Кудряшов А.Е., Замулаева Е.И., Левашов Е.А.

Университет науки и технологий МИСИС, г. Москва

petrzhik.mi@misis.ru

Электроискровая обработка (ЭИО) широко применяется для упрочнения поверхности [1], а также ремонта и восстановления дорогостоящих металлических деталей [2]. К преимуществам метода можно отнести высокую энергоэффективность, быстрый локальный нагрев и быстрое охлаждение, что уменьшает зону термического влияния и обеспечивает получение закаленных поверхностных слоев с мелкозернистой, нанокристаллической и даже аморфной структурой [3]. В технологии ЭИО известны два подхода к выбору электродов. Традиционно увеличение износостойкости поверхностных слоев при ЭИО достигается при переносе на обрабатываемую деталь упрочняющих фаз, содержащихся в электроде [1-2]. Альтернативным подходом является формирование упрочняющих фаз, которых нет ни в электроде, ни в подложке, в результате *in-situ* реакционного фазообразования в поверхностном слое в ходе ЭИО [4]. Реакционная ЭИО, при которой массоперенос в условиях электроискрового разряда проходит через химически активный капельный расплав, позволяет повысить уровень поверхностно-чувствительных функциональных свойств изделий, в том числе полученных аддитивными технологиями [5,6].

В докладе рассмотрены условия образования при ЭИО металлических сплавов на основе титана, никеля и ниобия околоэвтектического расплава, который растекается по поверхности, заполняет поверхностные поры и уменьшает шероховатость поверхности, а также, прореагировав с элементами подложки, при затвердевании образует упрочняющие наноразмерные интерметаллидные фазы. Условием *in-situ* формирования наноструктурированных упрочненных поверхностей с пониженной шероховатостью является использование легкоплавких электродов на основе эвтектик (например, Al-Ca-Mn, Al-Ca-Si-Y) и низкоэнергетических режимов ЭИО.

Исследования проведены при поддержке РНФ в рамках проекта 23-49-00141.

Список используемой литературы:

[1] E.A. Levashov et. al Thin Solid Films, 2006, vol. 515, p. 1161–1165 https://doi.org/10.1016/j.tsf.2006.07.140

[2] А.Е. Кудряшов и др. Электронная обработка материалов, 2019, 55(2), 10–22. DOI: 10.5281/zenodo.2629552

[3] M. Petrzhik, V. Molokanov, E. Levashov // J. Alloys Comp. 2017. V. 707. P. 68-72. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.293

[4] С. К. Муканов и др. Цветные металлы. – 2020. – № 8. – с. 82-90. DOI: 10.17580/tsm.2020.08.11

[5] С.К. Муканов, А. Е. Кудряшов, М. И. Петржик ФиХОМ, 3 2021 30–39. DOI:10.30791/0015-3214-2021-3-30-39.

[6] S. K. Mukanov et. al Metallurgist, Vol. 66, №. 3-4 2022, 317-326 DOI 10.1007/s11015-022-01331-0

Приглашенный доклад

ИНВЕРТИРОВАННЫЕ МИКРОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ФОТОННЫЕ КРИСТАЛЛЫ: ИЗГОТОВЛЕНИЕ И СВОЙСТВА

Климонский С.О. [1]*, Ашуров М.С. [2], Ежов А.А. [3]

[1] *Факультет наук о материалах, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, г.Москва*

[2] *School of Science, Westlake University, 18 Shilongshan Road, Hangzhou 310024, Zhejiang Province, China; Institute of Natural Sciences, Westlake Institute for Advanced Study, 18 Shilongshan Road, Hangzhou 310024, Zhejiang Province, China*

[3] *Физический факультет, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, г.Москва*

**klimonskyso@my.msu.ru*

Миниатюризация фотонных кристаллов (ФК) является важным аспектом масштабирования фотонно-кристаллических технологий. Для этой цели нами предложен подход, основанный на самосборке полосчатых коллоидных ФК с последующим их инвертированием с помощью фоточувствительной смолы. Коллоидные частицы диоксида кремния были синтезированы методом доращивания зародышей [1]. Микроструктурированные ФК в виде периодически повторяющихся фотонно-кристаллических полос опалового типа получали методом вертикального осаждения коллоидных частиц в режиме прерывистого

движения мениска [2, 3]. Инвертирование производилось с помощью фотополимеризации смолы ETPTA (триметилолпропан этоксилат триакрилат), заполнявшей пустоты в полосчатых шаблонах. Было установлено, что каждая полоса в инвертированной структуре является микроскопически узким фотонным кристаллом, при этом в локальных спектрах отражения полос наблюдался связанный с фотонной стоп-зоной пик высотой более 40 %.

К числу перспективных применений фотонных кристаллов со структурой опала и инвертированного опала относится изготовление из них подложек для детектирования малых количеств примесей в жидкостях методом гигантского комбинационного рассеяния (ГКР). Инвертированные полосчатые структуры с введенными в них наночастицами золота могут содержать множество микроскопических ГКР-активных полос, периодически расположенных на одной и той же подложке, что представляется весьма перспективным для автоматизации многократного тестирования методом ГКР.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-23-00252.

Список используемой литературы:

[1] С.О. Климонский, Т. Бахия, А.В. Кнотько, А.В. Лукашин. // Доклады РАН. 2014. Т. 457. С. 50.

[2] M.S. Ashurov, T.A. Kazakova, A.L. Stepanov, S.O. Klimonsky. // Appl. Phys. A. 2016. V. 122. #1054.

[3] M.S. Ashurov, A.A. Ezhov, T.A. Kazakova, S.O. Klimonsky. // J. Phys.: Conf. Ser. 2018. V. 1124. #051008.

ФОТОИНДУЦИРОВАННАЯ ГИДРОФИЛЬНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ПЛЕНОК ШИРОКОЗОННЫХ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ

Рудакова А.В.

Санкт-Петербургский государственный университет, г.Санкт-Петербург

aida.rudakova@spbu.ru

Управление гидрофильностью поверхности является важной задачей при создании современных материалов, которую решают специалисты различных научных и практических областей знания [1]. Поверхностные свойства твердого тела определяются значением его свободной поверхностной энергии, для изменения которой существует

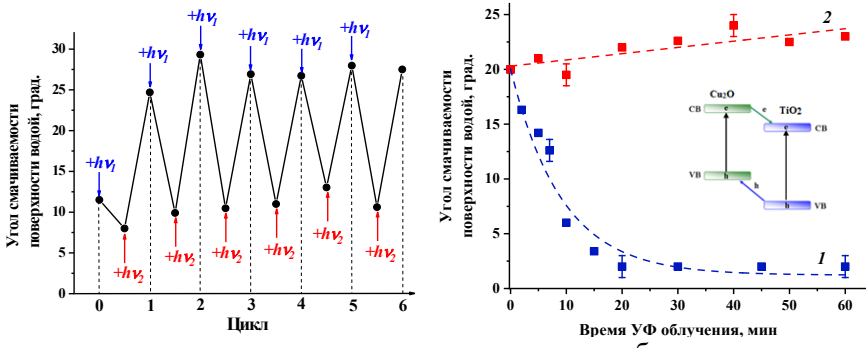
множество разнообразных способов [2-4]. В представляемой работе нами использован способ, основанный на воздействии света на фотоактивный материал. Изменение смачиваемости поверхности пленки диоксида титана при УФ облучении (Рисунок 1), обнаруженное в 1997 году профессором А. Фуджишимой и коллегами, в настоящее время широко известно как эффект фотоиндуцированной супергидрофильности [5, 6].



Рисунок 1 – Иллюстрация эффекта фотоиндуцированной супергидрофильности пленки TiO_2

Экспериментальные данные для тонких пленок широкозонных оксидов металлов таких, как TiO_2, ZnO и ZrO_2, однозначно указывают на ключевую роль электронного возбуждения твердого тела в процессе фотоиндуцированного изменения гидрофильности поверхности фотоактивных покрытий [4]. Получены результаты по влиянию различных факторов на скорость фотоиндуцированной конверсии гидрофильного состояния поверхности образцов. Предложены модель гидратно-гидроксильного покрова (ГГП) для оксидов и механизм исследуемого фотопроцесса в рамках представлений о фотоактивации и фотодезактивации активных центров поверхности. Опираясь на предлагаемые механизм и модель ГГП, сделан вывод о возможности влияния на гидрофильность поверхности материала путем изменения соотношения концентрации фотоносителей на поверхности твердого тела и/или состава ГГП и предложены подходы для управления смачиваемостью фотоактивного материала.

Первый подход основан на изменении смачиваемости материала путем изменения состава действующего света, что продемонстрировано на примере покрытий ZrO_2 при фотовозбуждении в области его собственного и несобственного поглощения. Уникальное свойство диоксида циркония позволяет многократно изменять состояние его поверхности с супергидрофильного в менее гидрофильное и обратно (Рисунок 2а) [7].



а б

Рисунок 2 – (а) Обратимое переключение гидрофильности поверхности тонкой пленки ZrO_2 на стеклянной подложке при облучении светом с λ<300 нм ($h\nu_1$) и λ>300 нм ($h\nu_2$). (б) УФ-индуцированное изменение угла смачиваемости водой поверхности диоксида титана образцов TiO_2/стекло (*1*) и TiO_2/Cu_2O/стекло (*2*) и схема электронных переходов в гетероструктуре TiO_2-Cu_2O при фотовозбуждении обоих компонентов в области их собственного поглощения

Второй подход основан на создании слоистых композитных покрытий, компоненты которых образуют гетероструктуру II-ого типа. Подход продемонстрирован примерами поведения композитных покрытий в сравнении с таковыми для индивидуальных широкозонных оксидов [4, 8-10]. На Рисунке 2б представлены кинетические кривые фотоиндуцированного изменения угла смачиваемости водой поверхности диоксида титана для индивидуального покрытия и композитного покрытия с участием оксида меди (I).

Состав гидратно-гидроксильного покрова на поверхности твердого тела также определяет параметры процесса фотоиндуцированного изменения гидрофильности поверхности. Этот вывод сделан на основании исследования гидрофильности поверхности тонких пленок допированного диоксида титана [11].

Полученные результаты демонстрируют эффективность предложенной стратегии и ее перспективность для создания материалов с заданной или переключаемой смачиваемостью поверхности.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-22-00161. Автор благодарит Научный парк и Лабораторию "Фотоактивные нанокомпозитные материалы" при Санкт-Петербургском государственном университете за помощь в проведении синтеза и исследовании материалов.

Список используемой литературы:

[1] J. Drelich, E. Chibowski, D.D. Meng et al. // Soft Matter 2011. V. 7. 9804.

[2] J. Lahann, S. Mitragotri, T.-N. Tran et al. // Science 2003. V. 299. 371.

[3] N.J. Shirtcliffe, G. McHale, M.I. Newton, et al. // Chem. Commun. 2005. V. 25. 3135.

[4] A.V. Rudakova, A.V. Emeline // Colloid J. 2021. V. 83. 20.

[5] R. Wang, K. Hashimoto, A. Fujishima et al. // Nature 1997. V. 388. 431.

[6] A. Fujishima, T.N. Rao, D.A. Tryk // J. Photochem. Photobiol. C 2000, V. 1. 1.

[7] A.V. Rudakova, M.V. Maevskaya, A.V. Emeline et al. // Sci. Rep. 2016. V. 6. #34285.

[8] A.V. Rudakova, A.V. Emeline, D.W. Bahnemann // J. Phys. Chem. C 2019. V. 123. 8884.

[9] M.V. Maevskaya, A.V. Rudakova, A.V. Emeline et al. // Nanomater. 2021. V. 11. #1526.

[10] M.V. Maevskaya, A.V. Rudakova, A.V. Koroleva et al. // Catal. 2021. V. 11. #1424.

[11] https://www.peeref.com/posters/10543/effect-of-nb-doping-on-the-hydrophilicity-of-tio2-thin-films

ГИДРОФОБНЫЕ, АНТИОБЛЕДЕНИТЕЛЬНЫЕ, ИЗНОСО- И КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ C-(Ti)-ПТФЭ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭИЛ В ВАКУУМЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОДА ГРАФИТ/ПТФЭ

Купцов К.А. *, Фатыхова М.Н., Шевейко А.Н., Штанский Д.В.
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г.Москва
**kuptsov.k@misis.ru*

Изделия и узлы из титана и его сплавов, предназначенные для эксплуатации в морских и прибрежных регионах Арктики, требуют защиты от агрессивной среды, которая приводит к повышенному износу, коррозии и обледенению. Для решения этих проблем были разработаны покрытия на основе графита, упрочнённые частицами карбидом титана и содержащие ПТФЭ для придания повышенной гидрофобности. Композиционные покрытия были получены методом вакуумного электроискрового легирования [1] с использованием либо чистого

графитового (Г) электрода, либо пористого графитового электрода, пропитанного порошком ПТФЭ, с использованием как анодной, так и катодной полярности. Установлено [2], что при катодной полярности верхний слой покрытия состоит из смеси графита и TiC (электрод Г) и графит + TiC + $(CF_2)n$ (электрод Г/ПТФЭ). При анодной полярности получаются покрытия на основе Ti+TiC (электрод Г) и Ti + TiF_3 + –CF– (электрод Г/ПТФЭ) с небольшим количеством аморфного углерода на поверхности. Покрытия были испытаны в условиях одновременного износа и коррозии в искусственной морской воде. Покрытия на основе графита и TiC обладали гидрофобностью (краевой угол смачивания (КУС) 99°), коррозионной стойкостью (потенциал коррозии +0,2 В по сравнению с -0,8 В для Ti), низким коэффициентом трения (0,1) и умеренной износостойкостью ($2 \cdot 10^{-5}$ $мм^3/Нм$). Введение в состав этого покрытия полимерной составляющей ПТФЭ позволило существенно повысить гидрофобность (КУС=130°) и время замерзания капли воды с 23 до 65 с, а также снизить прочность адгезии льда с 0,52 до 0,38 МПа при сохранении трибокоррозионных характеристик (Рисунок 1).

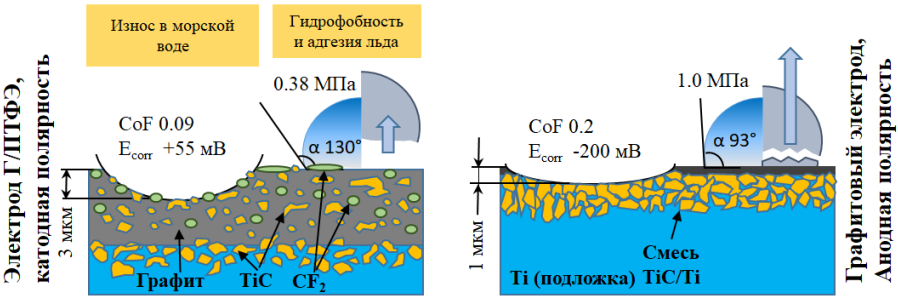


Рисунок 1 – Схема архитектуры, трибокоррозионного поведения, гидрофобности и адгезии льда покрытий, полученных электродами Г и Г/ПТФЭ при различных полярностях

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-74-10104-П

Список используемой литературы:

[1] K.A. Kuptsov, A.N. Sheveyko, E.I. Zamulaeva, D.A. Sidorenko, D.V. Shtansky, Two-layer nanocomposite WC/a-C coatings produced by a combination of pulsed arc evaporation and electro-spark deposition in vacuum. Materials and Design 167 (2019) 107645

[2] K.A. Kuptsov, M.N. Antonyuk, A.N. Sheveyko, D.V. Shtansky, Hydrophobic, anti-ice, wear- and corrosion-resistant C-(Ti)-PTFE coatings on Ti obtained by electrospark deposition using

ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДАМИ DCMS И HIPIMS С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИШЕНИ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ (Mo,Ta,Nb,Zr,Hf)-Si-B

Чертова А.Д.*, Потанин А.Ю., Пацера Е.И., Рупасов С.И., Левашов Е.А., Кирюханцев-Корнеев Ф.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г.Москва

** alina-sytchenko@yandex.ru*

Покрытия на основе высокоэтропийных силицидов тугоплавких металлов являются перспективными материалами для высокотемпературных применений благодаря их высоким твердости, жаропрочности и термической стабильности. Целью настоящей работы является получение покрытий методом магнетронного распыления с использованием мишени (Mo,Ta,Nb,Zr,Hf)-Si-B, исследование их структуры, механических и трибологических характеристик, а также стойкости к высокотемпературному окислению.

Осаждение покрытий методом магнетронного распыления на постоянном токе (DCMS) и высокомощного импульсного магнетронного распыления (HIPIMS) осуществляли с помощью установки на базе откачивающей системы УВН-2М с использованием мишени (Mo,Ta,Nb,Zr,Hf)-Si-B. При DCMS ток на магнетрон составлял 2 А, напряжение 500 В, пиковая/средняя мощность при HIPIMS достигала 70/1 кВт, использовалась атмосфера Ar, рабочее/остаточное давление в вакуумной камере составляло 0,2/0.005 Па. Покрытия наносились на подложки из оксида алюминия и молибденового сплава, которые предварительно подвергались ультразвуковой очистке в изопропиловом спирте в течение 5 мин. Структура покрытий была исследована методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на приборе S-3400 Hitachi с приставкой Noran-7 Thermo для энергодисперсионного анализа (ЭДС). Фазовый состав покрытий исследовался методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре D2 Phaser Bruker с использованием CuKα излучения. Трибологические испытания по определению коэффициента трения покрытий проводили на высокотемпературном трибометре CSM Instruments по схеме «стержень-диск» при нагрузке 1 Н. Испытание на динамическое воздействие осуществляли с помощью прибора Impact Tester CemeCon при нагрузках 100 и 300 Н. Для определения параметров дорожек износа использовали оптический профилометр WYKO-NT1100. Высокотемпературные отжиги при температурах 1300 и 1500°С осуществлялись с помощью печи марки ТК 15.1800.ДМ.1Ф. После отжигов покрытия были исследованы методами СЭМ, ЭДС и РФА.

Результаты показали, что аморфные покрытия (Mo,Ta,Nb,Zr,Hf)-Si-B, полученные методами DCMS и HIPIMS, характеризовались плотной бездефектной структурой. Толщина и скорость роста DCMS-покрытий составили 12 мкм и 200 нм/мин, соответственно. Переход к режиму HIPIMS привел к снижению толщины и скорости роста на 45%. Покрытия характеризовались близкими значениями твердости 13-14 ГПа, модулей упругости 196-197 ГПа, упругого восстановления 38-39% и коэффициента трения 0,72-0,76. DCMS-покрытие вследствие большей толщины обладало лучшей износостойкостью в условиях трения скольжения и циклического ударного нагружения. Высокотемпературные отжиги показали, что все покрытия обладают высокой жаростойкостью, что достигается за счет образования плотного оксидного слоя a-SiO_2 с микрокристаллитами m-ZrO_2 и m-HfO_2 размером 1,0-1,5 мкм. Переход от режима DCMS к HIPIMS способствует снижению толщины оксидного слоя с 2,7 до 1,0 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках Государственного задания (проект 0718-2020-0034).

СИНТЕЗ ИНВЕРТИРОВАННОГО ОПАЛА In_2O_3 МЕТОДОМ ПРОПИТКИ

Астафуров М.О. *, Лютова А.В., Умедов Ш.Т., Арабов Р.И., Лю Е., Григорьева А.В.
Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, г.Москва
astafurov.m@gmail.com

Цель данной работы – синтез инвертированных опалов из оксида индия методом пропитки наночастицами.

Для этого нами был проведён синтез наночастиц гидроксида индия в этаноле из хлорида индия и гидрооксидов натрия и калия. Полученные наночастицы были проанализированы с помощью динамического рассеяния света, а также просвечивающей электронной микроскопии. Путём варьирования концентрации реагентов и условий синтеза, нам удалось получить сферические частицы $In(OH)_3$ диаметром от 18 нм до 345 нм, состоящие из ромбовидных кристаллитов размером порядка 1÷5 нм (Рис. 1).

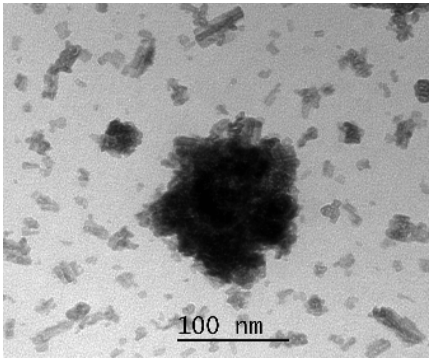


Рисунок 1 – Наночастицы $In(OH)_3$ (диаметром 26 нм)

В качестве темплата для синтеза инвертированных опалов мы использовали плёнки прямых полистирольных опалов с диаметром полистирольных микросфер 350±30 нм. Данные пленки были пропитаны раствором наночастиц $In(OH)_3$ диаметром 18 нм в вертикальном положении при испарении раствора при температуре t = 65 °C.

Инвертирование проводили двумя способами - 1) отжигом опаловой матрицы при 300 °C в течении 2 ч.; 2) растворением матрицы в толуоле в течение 5-7 ч. с последующим отжигом при 400 °C в течение 2 ч.

Мы заметили, что разделение процессов отжига и удаления полистирольной матрицы с помощью толуола позволяет получить более упорядоченные инвертированные опалы, чем при одновременном проведении этих процессов (Рис. 2, а, б).

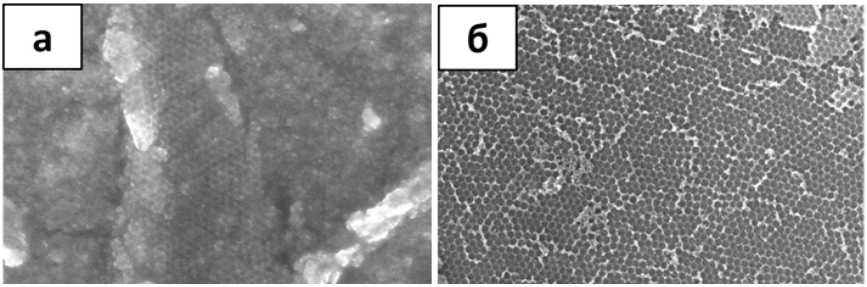


Рисунок 2 – Инвертированный опал In_2O_3: а - после отжига при 300 °C; б - после выдержки в толуоле (5-7 ч.) и отжига при 400 °C (2 ч.).

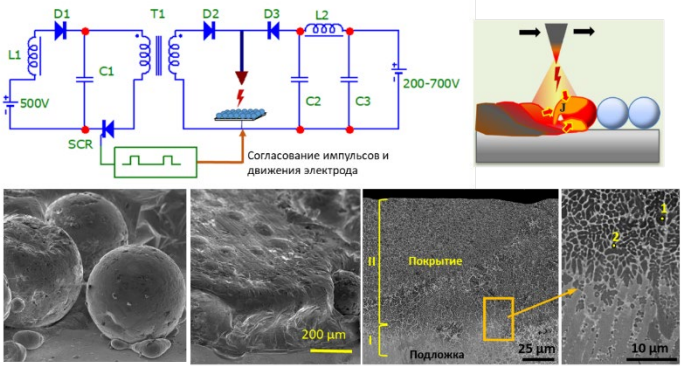
Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 22-23-00585.

НАПЛАВКА СЛОЕВ TiAl И NiAl ИМПУЛЬСНЫМ ДУГОВЫМ ОПЛАВЛЕНИЕМ ГРАНУЛ В ВАКУУМЕ

Шевейко А.Н. *, Фатыхова М.Н., Купцов К.А., Штанский Д.В.
НИТУ МИСИС, г.Москва
sheveyko@mail.ru

Составы современных жаропрочных сплавов оптимизированы для обеспечения сопротивления высокотемпературной ползучести, но часто недостаточно жаростойки, что требует нанесения защитных покрытий с повышенным содержанием алюминия. Применение классических методов аддитивных технологий для наплавки интерметаллидов, зачастую приводит к растрескиванию слоя. Предложенный нами метод ориентирован на индивидуальный подход к плавлению одной или нескольких гранул импульсом энергии с хорошо контролируемыми параметрами, что позволяет избежать растрескивания и обеспечить минимальный расход гранул. Дополнительно процесс подразумевает контролируемое оплавление подложки, что позволяет залечивать дефекты поверхности и обеспечивает идеальную адгезию покрытия.

Для реализации предложенной технологии в вакуумной камере был размещен узел трехосевого сканирования разрядным электродом, движущимся на небольшом расстоянии от поверхности СЛС сплава ЭП741НП, на которой был закреплен монослой гранул. На рисунке представлена оригинальная электрическая схема, использующая высоковольтный пробой для формирования канала последующего низковольтного вакуумного разряда заданной энергии. Для наплавки использованы гранулы на основе NiAl с составом (ат.%) $Ni_{41}Al_{41}Cr_{12}Co_6Hf_{0.25}$ и размером 160±20 мкм, и гранулы на основе TiAl с составом (ат.%) $Ti_{48}Al_{48}Nb_1Mo_1B_2$ размером 40–65 мкм. Оплавление слоя гранул проводили разрядами с энергией 15 Дж, при скорости сканирования электрода 1 мм/с, дистанция 300-500 мкм, при давлении 1×10^4 Па.



На рисунке показано предварительное закрепление гранул NiAl и изображение края оплавленного слоя. Сформированное покрытие на основе NiAl состоит преимущественно из субмикронных зерен на основе NiAl (темный контраст) и прослоек Ni_3Al (светлые области) обогащенных Cr, Co и Hf.

Плавление гранул на основе TiAl на подложке из TiAlNb сплава также продемонстрировало возможность получения покрытия, толщиной порядка 80 мкм. Покрытие состоит из субмикронных зерен γ-TiAl и прослоек фазы α-Ti_3Al, содержащих в своем составе остальные легирующие элементы Nb, Mo, B. Состав верхнего слоя покрытия полностью соответствует составу исходных гранул.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ №22-29-00757.

ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ Ag В ПЛЕНКАХ Ag-Si ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ЛУЧЕВЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ

Барков К.А. [1]*, Нестеров Д.Н. [1], Терехов В.А. [1], Керсновский Е.С. [1], Польшин И.В. [1], Ивков С.А. [1], Гречкина М.В. [1], Ситников А.В. [2]

[1] *Воронежский государственный университет, г.Воронеж*

[2] *Воронежский государственный технический университет, г.Воронеж*

* *barkov@phys.vsu.ru*

Наноструктурированные композитные материалы, содержащие наночастицы серебра, являются перспективным материалом для технологии изготовления SERS-подложек, используемых для наблюдения эффекта поверхностно усиленного комбинационного рассеяния (гигантское рамановское рассеяние) [1], а также могут обладать рядом уникальных свойств, такими как высокая фоточувствительность и усиление фототока. Однако для получения данных нанокомпозитов, как правило, используют такие методы как магнетронное напыление, ионно-лучевое распыление, лазерную абляцию и т.д. При этом в композитном слое могут происходить сложные межфазные взаимодействия с формированием метастабильных фаз [2], обладающих собственными свойствами. Поэтому вопрос о фазовом составе пленок Ag-Si, полученных в метастабильных условиях, требует детального изучения.

Нанокомпозитные пленки Ag-Si (толщиной 1мкм) с различным содержанием Si (от 21% до 47%) были получены с помощью ионно-лучевого распыления на подложках Si (100) в вакууме при давлении $1*10^{-5}$ torr. Рентгенофазовый анализ проводился на дифрактометрах PANalytical Empyrean B.V. и ARL X'TRA, элементный состав исследовался на РЭМ

JEOL JSM-6380LV с системой микроанализа INCA 250, электронное строение валентной зоны пленок Ag-Si анализировалось по ультрамягким рентгеновским эмиссионным Si $L_{2,3}$-спектрам на рентгеновском спектрометре-монохроматоре РСМ-500 при энергии первичных электронов 1kV (глубина анализа ~10 нм).

Результаты рентгенодифрактометрических исследований показывают, что Ag в композитной пленке находится в нанокристаллическом состоянии, что хорошо видно по уширению дифракционной линии Ag (111), в то время как фаза кристаллического кремния отсутствует. При этом с увеличением содержания Si в пленках Ag-Si средние размеры нанокристаллов Ag в образцах уменьшаются от 15 нм (содержание Si~21%) до 10 нм вплоть до состава с содержанием Si~47%. Кроме того, в образце с содержанием Si~47% наблюдается значительная асимметрия рефлекса Ag (111), что может быть связано с формированием твердого раствора на основе серебра, как это было ранее обнаружено в пленках Al-Si [3].

В то же время, результаты анализа фазового состава пленок Ag-Si по рентгеновским эмиссионным Si $L_{2,3}$-спектрам показывают, что кремний в пленках находится в основном в виде аморфного кремния (a-Si ~60%) и субоксида кремния (SiO_x ~40% со степенью окисления «x» ~1.9).

Работа поддержана грантом Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-2926.2022.1.2).

Список используемой литературы:

[1] С. Шлюкер. Поверхностно-усиленная рамановская спектроскопия (SERS). Изд-во Техносфера, 2017 г.

[2] V.A. Terekhov et al. // Thin Solid Films. 2023. V. 772. #139816.

ЭЛЕКТРОИСКРОВОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭЛЕКТРОДАМИ Zr-Ni

Кудряшов А.Е.*, Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Муканов С.К., Петржик М.И., Левашов Е.А.

Университет науки и технологий МИСИС, г.Москва

** aekudr@yandex.ru*

Для повышения ресурса работы деталей из жаропрочных никелевых сплавов применяются защитные покрытия, нанесенные различными методами. Технология электроискровой обработки (ЭИО) успешно применяется для защиты от окисления никелевых сплавов, в т.ч. и

полученных аддитивными технологиями [1-4]. Целью работы являлось изучение особенностей массопереноса, формирования структуры и свойств электроискровых покрытий на жаропрочных никелевых сплавах при использовании электродов Zr-Ni.

В качестве расходуемых электродов применяли стержни из эвтектического сплава Zr-18% (мас. %) Ni. Подложками являлись образцы из жаропрочных никелевых сплавов, полученные по технологиям селективного лазерного сплавления (СЛС) и горячего изостатического прессования (ГИП) CompoNiAl-M5-3 (Ni-Al-Cr-Co-Nb-Hf) и АЖК (Ni-Cr-Mo-Al-Co-Nb-Hf-C). ЭИО проводили на установке «Alier 303-Metal» в ручном (среда - аргон) и автоматизированном (вакуум, азот) режимах, при разных энергиях единичных импульсных разрядов (Е) в диапазоне 0,05-0,3 Дж.

При обработке сплава CompoNiAl-M5-3 использовали инструменты, как с вибрационным, так и с вращательным движением электрода, а также изменяли полярность его подключения. Вращательное движение способствует увеличению привеса катода в 5 раз (режим Е=0,05 Дж), по сравнению с вибрирующим движением (при прямой полярности, т.е. электрод-анод). Сформированные покрытия характеризуются толщиной 20-35 мкм, 100 % сплошностью, твердостью 10,9-14,1 ГПа и модулем упругости 160-174 ГПа. Покрытия, сформированные вращающимся электродом, характеризуются более высокой шероховатостью (Ra) при прямой полярности 7,04 мкм, а при обратной - 5,37 мкм. Шероховатость покрытий, полученных вибрирующим электродом, составлет, соответственно, 3,10 мкм и 2,09 мкм.

При обработке сплава АЖК применяли вращаемый электрод с обратной полярностью. Нанесенные на автоматизированной установке покрытия характеризуются 100 % сплошностью, толщиной от 20 мкм (Е=0,05 Дж) до 180 мкм (Е=0,3 Дж), при этом шероховатость поверхности (Ra) покрытий изменяется от 3,69 мкм до 13,62 мкм.

Показано, что применение ЭИО электродом Zr-18% Ni способствует повышению твердости, износостойкости и жаростойкости жаропрочных никелевых сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект 0718-2020-0034).

Список используемой литературы:

[1] A.E. Kudryashov, Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, M.I. Petrzhik, E.A. Levashov // CIS Iron and Steel Review, 2019, Vol. 18, pp. 46–51.

[2] E.I. Zamulaeva, M.V. Zinovieva, Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, M.I. Petrzhik et al. // Surface and Coatings Technology, 2021, 427, 127806.

[3] С.К. Муканов, А.Е. Кудряшов, Е.А. Наумова, М.И. Петржик // Цветные металлы. 2020. № 8. с. 82-90.

[4] А.Е. Кудряшов, Ф.В. Кирюханцев-Корнеев, С.К. Муканов, М.И. Петржик и др. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2022. Т. 16. № 3. С 63-77.

ПЕРВОПРИНЦИПНЫЕ РАСЧЕТЫ КОЭФФИЦИЕНТОВ ТЕНЗОРА УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ σ- ФАЗЫ Fe_7Mo_8

Васильев Д.А.[1]*, Купавцев М.В. [1], Железный М.В. [1,2], Карцев А.И. [2,3]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва*

[2] *Российский университет дружбы народов, г.Москва*

[3] *Вычислительный центр ДВО РАН, г.Хабаровск*

* *dvasilyev@imet.ac.ru*

Интерметаллид Fe_7Mo_8 со структурой σ- фазы является одним из соединений, которые могут выделяться в сталях или суперсплавах в результате воздействия высоких температур и облучения. Выделение σ-фазы вызывает локальные напряжения матрицы и может вызывать разрыв и влиять на сопротивление ползучести, предел текучести и пластичность. Поэтому необходимо уметь предсказывать появление σ- фазы и ее термическую совместимость.

Чтобы решить эту проблему была предпринята попытка расчета термодинамики σ- фазы системы Fe-Mo. Для этого были рассчитаны коэффициенты упругости (C_{ij}) тензора деформации Fe_7Mo_8. C_{ij} рассчитывались через изменения полных энергий ΔE(δ), представленых на Рис. 1. Изменения ΔE(δ) зависят от приложенных деформаций δ, соответствующих различным типам искажений *Di* кристаллической решетки [1, 2]. C_{ij} соединения Fe_7Mo_8, полученные с помощью первопринципных расчетов, представлены в Табл. 1.

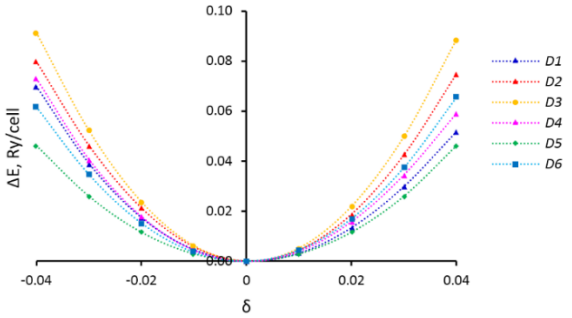


Рисунок 1 – Кривые разностей полных энергий, ΔE, в зависимости от приложенных деформаций δ, возникающих при воздействии матриц искажений *Di* [1, 2] на кристаллическую решетку соединения Fe_7Mo_8 σ-фазы

Таблица 1 – Коэффициенты упругости C_{ij} тензора деформации (в ГПа) интерметаллида Fe_7Mo_8 σ-фазы, рассчитанные для основного состояния (T = 0 K)

	C_{11}	C_{12}	C_{13}	C_{33}	C_{44}	C_{66}
Fe_7Mo_8	433.7	154.7	122.7	446.4	82.4	115.4

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № xx-xx-xxxxx.

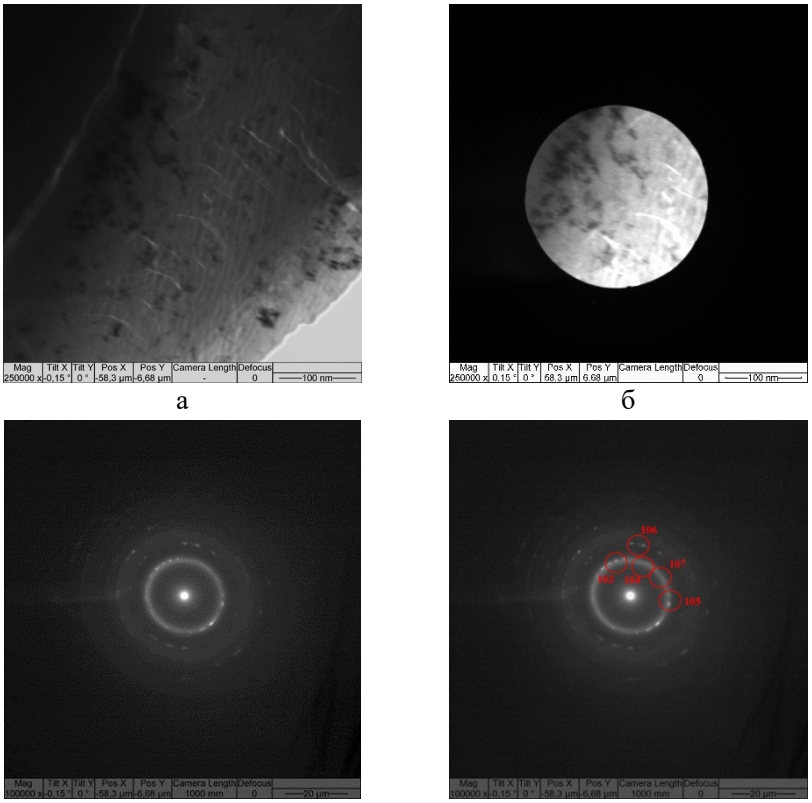
Список используемой литературы:

[1] D. Vasilyev. // Phys. Status Solidi B. 2023. V. 260. #2200222.
[2] D. Vasilyev. // Physica B: Condensed Matter. 2021. V. 621 #413307.

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ВЫЯВЛЕННАЯ МЕТОДОМ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Ващук Е.С.
Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк
vaschuk@bk.ru

На поверхности сверл из стали Р18 получено упрочняющее покрытие из карбида вольфрама. Покрытие формировали методом электровзрывного напыления. Данное покрытие повышает ресурс работы сверл. Кроме того, возможно восстановление поверхности сверл этим же методом.



а б

в г

а – светлопольное изображение, *б* – изображение, ограниченное селекторной диафрагмой, *в* – микроэлектронограмма, *г* – микроэлектронограмма с выявленными рефлексами образующихся фаз
Рисунок 1 – Структура покрытия из карбида вольфрама, полученного методом электровзрывного напыления на режущей поверхности сверла из стали Р18. Просвечивающая электронная микроскопия

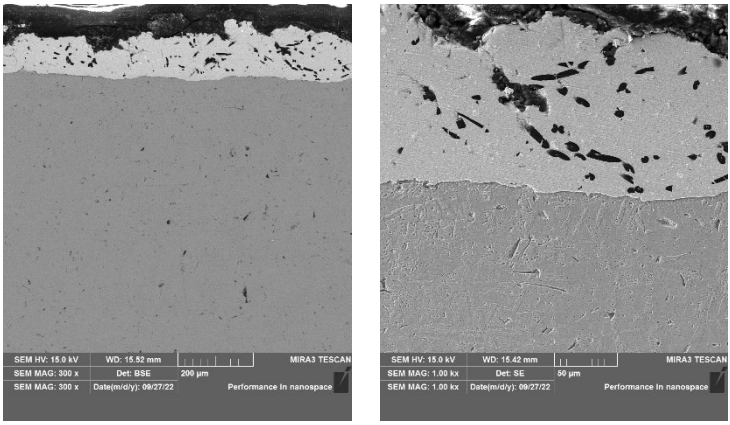
Анализ структуры, выявленной методом просвечивающей электронной микроскопии (рисунок 1), позволяет утверждать, что сформированное покрытие является нанокристаллическим агрегатом.

Исследование выполнено в научной лаборатории электровзрывного напыления высоконадежных покрытий, – создана согласно постановлению Правительства Кемеровской области – Кузбасса № 632 от 19 сентября 2022 г., соглашение № 8.

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ C–Ag, ВЫЯВЛЕННАЯ МЕТОДОМ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Московский С.В.
Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк
psk-svm@yandex.ru

На поверхности катодной меди марки М00к получено покрытие системы C–Ag. Покрытие формировали методом электровзрывного напыления. Для исследования структуры покрытий использовали метод сканирующей электронной микроскопии. Данное покрытие предполагается использовать в скользящих электрических контактах. Скользящие контакты предназначены для контакта движущихся деталей. В качестве примеров могут служить коммутаторы, токоприёмники, контактные кольца и датчики положения, такие как потенциометры или энкодеры. Поэтому для обеспечения условий скользящего токосъёма было выбрано серебро как компонент с высокой электропроводностью и углерод как компонент, который обеспечивает смазку.



а б

а – изображение, демонстрирующее однородность покрытия по толщине на протяженном участке покрытия, *б* – характерное изображение покрытия и подложки

Рисунок 1 – Структура покрытия системы C–Ag, полученного методом электровзрывного напыления. Сканирующая электронная микроскопия. Прямой шлиф

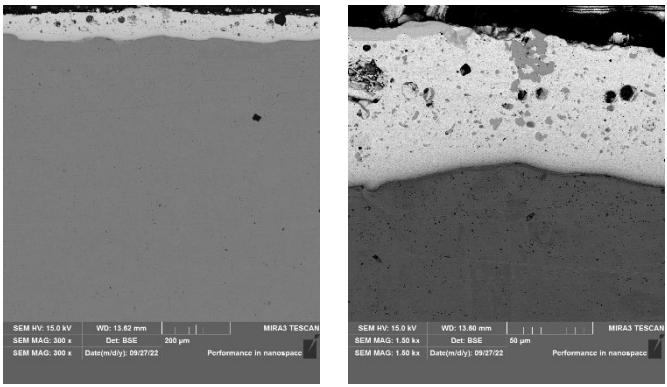
Покрытие имеет толщину до 200 мкм (рисунок 1, а). Покрытие обладает мелкодисперсной структурой (рисунок 1, б). По фазовому контрасту можно утверждать, что покрытие образовано светлой матрицей и черными включениями (рисунок 1, б). Матрица образована серебром, включения – углеграфитовым волокном. Это подтверждают результаты микрорентгеноспектрального анализа.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4292.2022.4. Электровзрывное напыление произведено с использованием оборудования научной лаборатории электровзрывного напыления высоконадежных покрытий, – создана согласно постановлению Правительства Кемеровской области – Кузбасса № 632 от 19 сентября 2022 г., соглашение № 8.

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Mo–Au–N, ВЫЯВЛЕННАЯ МЕТОДОМ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Почетуха В.В. *, Будовских Е.А.
Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк
**v.pochetuha@mail.ru*

На поверхности катодной меди марки М00к получено покрытие системы Mo–Au–N. Покрытие формировали последовательной трехстадийной обработкой. Сначала проводили электровзрывное напыление, затем электронно-пучковую обработку и азотирование на финишной стадии. Для исследования структуры покрытий использовали метод сканирующей электронной микроскопии. Данное покрытие предполагается использовать в разрывных электрических контактах. Разрывные контакты периодически коммутируют цепи электрического тока – производят их замыкание, размыкание, переключение. Для разрывных контактов характерна работа в сложных условиях замыкания и разрыва электрической цепи. При этом, как правило, возникает дуговой или искровой процесс, что ведет к постепенному разрушению материала контактных поверхностей.



а б

а – изображение, демонстрирующее однородность покрытия по толщине на протяженном участке покрытия, *б* – характерное изображение покрытия и подложки

Рисунок 1 – Структура покрытия системы Mo–Au–N, полученного методом электровзрывного напыления. Сканирующая электронная микроскопия. Прямой шлиф

Покрытие имеет толщину до 150 мкм (рисунок 1, а). Покрытие обладает мелкодисперсной структурой (рисунок 1, б). По фазовому контрасту можно утверждать, что покрытие образовано светлой матрицей и серыми включениями (рисунок 1, б). Матрица образована золотом, включения – молибденом. Данное высказывание подтверждают результаты микрорентгеноспектрального анализа.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 0809-2021-0013. Электровзрывное напыление произведено с использованием оборудования научной лаборатории электровзрывного напыления высоконадежных покрытий, – создана согласно постановлению Правительства Кемеровской области – Кузбасса № 632 от 19 сентября 2022 г., соглашение № 8.

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ TiB_2–Ag–N, ВЫЯВЛЕННАЯ МЕТОДОМ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Романов Д.А.
Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк
romanov_da@physics.sibsiu.ru

На поверхности катодной меди марки М00к получено покрытие системы TiB_2–Ag–N. Покрытие формировали последовательной

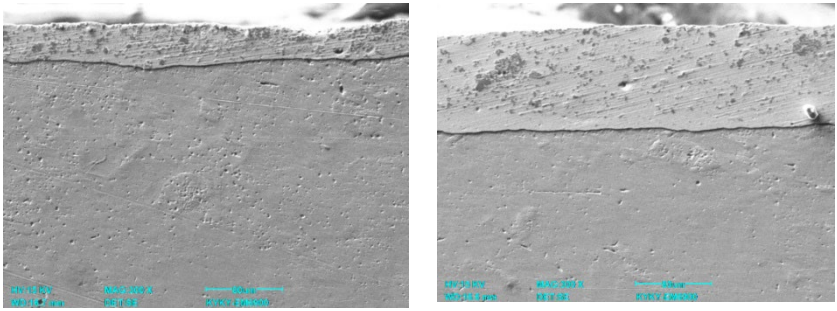
трехстадийной обработкой. Сначала проводили электровзрывное напыление, затем электронно-пучковую обработку и азотирование на финишной стадии. Для исследования структуры покрытий использовали метод сканирующей электронной микроскопии. Данное покрытие предполагается использовать в разрывных электрических контактах. Разрывные контакты периодически коммутируют цепи электрического тока – производят их замыкание, размыкание, переключение. Для разрывных контактов характерна работа в сложных условиях замыкания и разрыва электрической цепи. При этом, как правило, возникает дуговой или искровой процесс, что ведет к постепенному разрушению материала контактных поверхностей. Разрывные контакты могут разрушаться в результате:

– коррозии, возникающей при химической реакции во время появления искры или дуги;

– эрозии, то есть переноса металла с контакта на контакт при прохождении электрического тока;

– износа, вызываемого своеобразием характера работы разрывных контактов, – ударами и трением одного контакта о другой.

Работа большого числа электрических приборов (реле, контакторов, выключателей) основана на использовании разрывных контактов. Серебро в настоящем исследовании выполняет роль электропроводного материала, диборид титана – тугоплавкой керамики.



а б

а – изображение, демонстрирующее однородность покрытия по толщине на протяженном участке покрытия, *б* – характерное изображение покрытия и подложки

Рисунок 1 – Структура покрытия системы TiB_2–Ag–N, полученного методом электровзрывного напыления. Сканирующая электронная микроскопия. Прямой шлиф

Покрытие имеет толщину до 150 мкм (рисунок 1, а). Покрытие обладает мелкодисперсной структурой (рисунок 1, б). По фазовому контрасту можно утверждать, что покрытие образовано светлой матрицей и серыми включениями (рисунок 1, б). Матрица образована золотом, включения – молибденом. Данное высказывание подтверждают результаты микрорентгеноспектрального анализа.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10012, https://rscf.ru/project/22-79-10012/».

ТИТАНОВЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НАНОРАЗМЕРНОГО ДИОКСИДА ТИТАНА ДЛЯ ЗАПОРНО-РЕГУЛИРУЮЩИХ УЗЛОВ АВТОКЛАВОВ

Гошкодеря М.Е., Бобкова Т.И.
НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург
mail@crism.ru

В работе представлены результаты по напылению композиционных покрытий с наноразмерным дикосидом титана, предлагаемых в качестве альтернативы для традиционно применяемых импортных покрытий из диоксида титана в конструкционных элементах, подверженных воздействию агрессивной среды, высоким контактным нагрузкам и эрозионному износу [1].

В качестве исходных компонентов были использованы порошок титана марки ПТОМ-1 как матричный материал и наноразмерный порошок диоксида титана как армирующий. Частицы порошка титана, размером 5-100 мкм, имеют округлую иррегулярную форму. Фракционный размер частиц наноразмерного порошка диоксида титана находится в диапазоне 80-200 нм, а частицы отличаются каплевидной формой.

Из исходных порошков были подготовлены смеси с массовым содержанием диоксида титана 8, 16 и 24%, которые гомогенизировались в течение 8 часов. Далее осуществлялся механосинтез на высокоэнергетической установке ИВЧ-3 в течение 6 минут. Композиционные частицы поверхностно-армированной конфигурации имеют округлую форму, которая наследуется от матричных частиц. Большая часть объемной доли композиционных порошков находится в диапазоне 10-40 мкм.

Синтезированные порошки напылялись микроплазменным методом. Для исследования свойств композиционных покрытий были изготовлены поперечные микрошлифы. Исследование морфологии

показало, что при увеличении содержания диоксида титана до 24% существенно возрастает пористость, а также присутствует отслоение материала покрытия от подложки. Сквозные поры отсутствуют во всех покрытиях. Усредненные значения микротвердости покрытий находятся в диапазоне 700 – 1000 HV_{200}. В качестве наиболее твердого покрытия отмечается покрытие с содержанием диоксида титана 16%, среднее значение микротвердости которого составляет 984 HV_{200}, при пористости 3,2%. Общая пористость всех напыленных покрытий находится в диапазоне 3-6%.

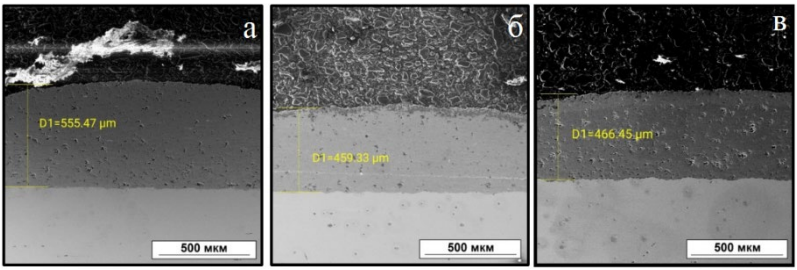


Рисунок 1 – РЭМ-микрофотографии наноструктурированных композиционных покрытий с вариативным содержанием диоксида титана: а) – 8%; б) – 16%; в) – 24%

На основе проведенных исследований было определено, что покрытия предлагаемой системы могут рассматриваться как аналог традиционно применяемым зарубежным покрытиям из диоксида титана. Проведенные исследования подтверждают целесообразность проведения исследований в представленном направлении для расширения базы импортозамещающих материалов покрытий.

Исследование выполнено за счет гранта РНФ, проект №21-73-30019.

Список используемой литературы:

[1]G.E. Kim, J. Walker. Successful Application of Nanostructured Titanium Dioxide Coating for High-Pressure Acid-Leach Application // Journal of Thermal Spray Technology. - Volume 16(1) March 2007. P. 34-39.

СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ НАПЫЛЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ

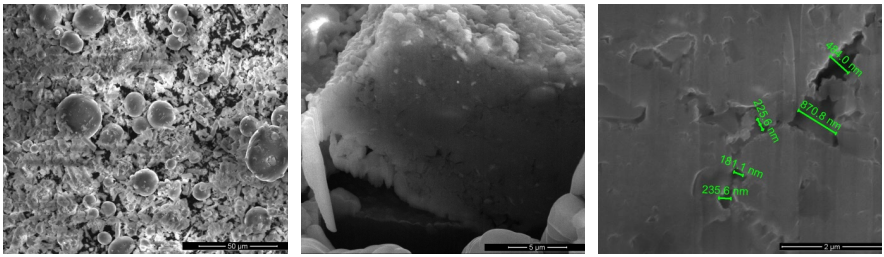
Каширина А.А. *, Бобкова Т.И.
НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», г.Санкт-Петербург
**nastenos@rambler.ru*

Алюминий и его сплавы за счет сочетания массовых и прочностных характеристик являются ценными материалами для авиационной, космической техники и других областей промышленности. Применение алюминиевых покрытий позволяет использовать преимущества и алюминия, и материала подложки (чаще всего, стали): сопротивление коррозии и износу со стороны алюминия и его сплавов и прочность стали [1, 2]. Настоящая работа направлена на разработку технологии синтеза алюмоматричных композиционных порошков и нанесения покрытий с повышенной твердостью. Целью является повышение износостойкости поверхностных слоев изделий и деталей за счет нанесения функционального покрытия из композиционного порошка системы Al-SiAlON-Si_3N_4. Перспективным подходом формирования алюмоматричных износостойких покрытий является комбинация механосинтеза исходного композиционного порошка и его микроплазменного напыления на металлическую подложку [3]. Микроплазменный метод позволяет за 1 проход формировать покрытие толщиной 50-80 мкм.

Синтез композиционных алюмоматричных порошков из исходных порошков алюминия марки ПАВЧ и нитрида кремния с различным соотношением компонентов проводился в мельнице чашечного типа с последующим рассевом порошков для выделения фракции, пригодной для микроплазменного нанесения.

Фазовый состав покрытий исследованных образцов представлен фазой чистого алюминия с ГЦК-решеткой и двумя модификациями нитрида кремния: β-Si_3N_4 с гексагональной решеткой и параметрами a_0 = 7,602Å, c_0 = 2,907 Å, являющаяся основной фазой покрытия, и α-Si_3N_4 также с гексагональной решеткой, но с другой пространственной группой и с параметрами a_0 = 7,75Å, c_0 = 5,618 Å. Кроме того, во всех образцах присутствует в незначительном количестве фаза переменного стехиометрического состава $Si_{1.62}Al_{0.38}N_{1.62}O_{1.38}$ с орторомбической решеткой и параметрами a_0 = 8,905Å, b_0 = 5,498Å, c_0 = 4,858 Å, либо $Si_{1.83}Al_{0.17}N_{1.83}O_{1.17}$ также с орторомбической решеткой и параметрами a_0 = 8,893Å, b_0 = 5,498Å, c_0 = 4,858 Å, которые формируются в процессе твердофазной реакции на границе фаз Al и Si_3N_4.

На рисунке 1 представлены фотографии синтезированных композиционных порошков.



а) б) в)

Рисунок 1 – Фотографии, сделанные на растровом электронном микроскопе: а) гомогенизированная смесь; б) механосинтезированный порошок; в) внутренние поры в синтезированном порошке

На атомно-силовом микроскопе «Наноскан-3D» проведены исследования микротвердости покрытий, сформированных микроплазменным напылением. На рисунке 2 представлен участок поперечного шлифа с указанием зон измерения микротвердости для трех структурных составляющих покрытия. Результаты представлены в таблице 1.

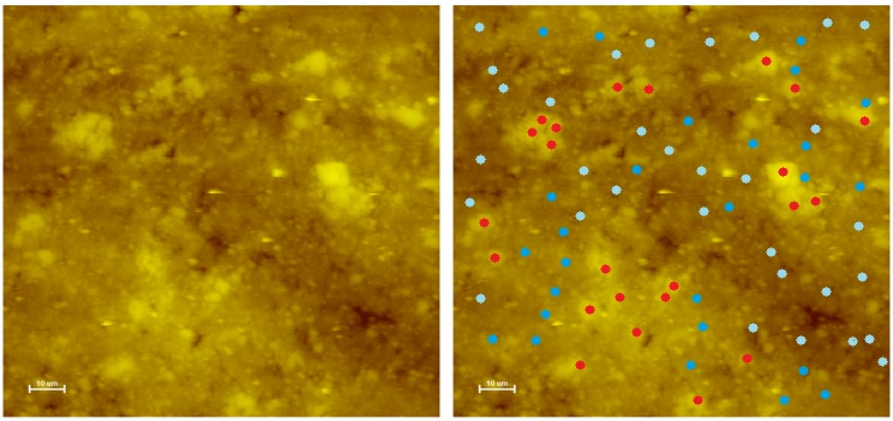


Рисунок 2 – Двухмерное изображение репликации поверхности со схемой расстановки наноиндентов в различных фазах в покрытии

Таблица 1 – Результаты измерения микротвердости в алюмоматричном покрытии

Зона	Нагрузка, мкН	Микротвердость, ГПа
Светло-желтая	5000	6,03±1,17
Темно-желтая	5000	7,18±0,13
Коричневая	5000	2,50±0,47

Результаты позволяют говорить о повышении показателей твердости в три раза, что подтверждает протекание твердофазной реакции в системе алюминий-нитрид кремния при механосинтезе и образование упрочняющей фазы типа SiAlON.

При использовании операции механохимического синтеза формируется композиционный порошок с низкой внутренней пористостью. Покрытия, сформированные на основе механосинтезированных порошков, показывают более высокие значения твердости по сравнению с покрытиями на базе гомогенизированной смеси.

В докладе представлены результаты для композиционных порошков с различным соотношением исходных компонентов. Оптимальным соотношением с точки зрения механических характеристик является композиционный порошок с содержанием нитрида кремния 58 мас.%.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 21-73-30019. Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей».

Список используемой литературы:

[1] Acktar Ltd. URL: https://acktar.com/ (Дата обращения: 20.10.2022)

[2] Попова М.В. Перспективные алюминиевые сплавы для авиационной и космической техники / Попова М.В., Прудников А.Н., Долгова С.В., Малюх М.А. // Вестник СибГИУ. 2017. №3 (21). URL: https://cyberleninka.ru/article/n/perspektivnye-alyuminievye-splavy-dlya-aviatsionnoy-i-kosmicheskoy-tehniki (дата обращения: 07.06.2022).

[3] Бобкова Т.И., Дмитрюк А.И., Неженский Е.А., Лукьянова Н.А. Исследование структуры и свойств функциональных покрытий из композиционных порошков системы алюминий – нитрид кремния, дополнительно армированных фазой типа сиалон. Вопросы материаловедения. 2021;(2(106)):80-89.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПЛЕНКАХ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Бурцев А.А. *, Невзоров А.А., Киселев А.В., Ионин В.В., Михалевский В.А., Елисеев Н.Н., Лотин А.А.
Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН — филиал Федерального государственного учреждения «Федеральный научно-исследовательский центр «Кристаллография и фотоника» Российской академии наук», г.Шатура, Московская область
** murrkiss2009@yandex.ru*

Обратимое переключение материала между аморфным и кристаллическим состояниями и его применение для хранения данных восходит к 1960-м годам, к химическим и металлургическим исследованиям порогового переключения в неупорядоченных структурах [1, 2]. С тех пор поиск новых фазоизменяемых материалов (ФИМ) привел к разнообразному набору потенциальных кандидатов, который включает элементарные материалы, такие как кремний, и химические соединения, в первую очередь оксиды переходных металлов и халькогенидные стекла [3]. Для большинства приложений идеальный ФИМ должен обеспечивать переключение фаз с высокой скоростью и низким энергопотреблением, большое количество циклов переключения, долгосрочную термическую стабильность аморфной фазы и большой оптический / электрический контраст между двумя фазами [4].

Наиболее часто используемыми ФИМ являются теллурид германия GeTe и его сплав $Ge_2Sb_2Te_5$ (GST), которые способны к быстрым обратимым переходам. Потенциал GST в качестве электрооптического элемента памяти в интегрированных фотонных чипах был продемонстрирован в оптических фильтрах, резонаторах и схемах на основе оптического поглощения, а элементы памяти GST могут быть запрограммированы оптическим или электротермическим путем [5]. Если материал нагревается (и поддерживается) выше температуры стеклования, но ниже точки плавления, атомы имеют достаточно энергии, чтобы расположиться в энергетически предпочтительном кристаллическом порядке. Если вместо этого материал дополнительно нагревают выше температуры плавления и затем быстро охлаждают ниже температуры стеклования, не давая ему времени для кристаллизации, получается неупорядоченное аморфное состояние.

В работе представлены результаты исследования динамики фазовых переходов тонких пленок GST, определенной скоростью изменения их оптических коэффициентов отражения и пропускания. Инициализация фазовых переходов пленок осуществлялась импульсами лазерного

излучения длительностью 15 нс на длине волны 532 нм и длительностью 50 фс на длине волны 800 нм [6, 7]. Изменения структурных свойств подтверждались результатами рентгеноструктурного анализа.

Работа выполнена в рамках Государственного задания ФНИЦ «Кристаллография и фотоника».

Список используемой литературы:

[1] R.W. Pryor, B.B. Schwartz, S.R. Ovshinsky. Disorder and Order in the Solid State. Springer US, 1988.

[2] S.R. Ovshinsky //Physical Review Letters. 1968. V. 21. №. 20. #1450.

[3] С.А. Козюхин, П.И. Лазаренко, А.И. Попов, И.Л. Еременко //Успехи химии. 2022. Т. 91. №. 9. #RCR5033.

[4] P. Guo, A.M. Sarangan, I. Agha //Applied sciences. 2019. V. 9. №. 3. #530.

[5] S. Raoux, M. Wuttig. Phase Change Materials. Springer US, Boston, MA, 2009.

[6] A.V. Kiselev, V.V. Ionin, A.A. Burtsev, N.N. Eliseev, et al. //Optics & Laser Technology. 2022. V.147. #107701.

[7] A.A. Nevzorov, V.A. Mikhalevsky, A.V. Kiselev, A.A. Burtsev, et al. //Optical Materials. 2023. V. 141. #113925.

СИНТЕЗ В СВЧ ПЛАЗМЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ АЛМАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Седов В.С.

Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук, г.Москва

Центры окраски в алмазе на основе примесных элементов из IV группы, такие как кремний-вакансия (Si-V), германий-вакансия (Ge-V) и олово-вакансия (Sn-V), обладают узкополосной фотолюминесценцией (ФЛ) при комнатной температуре в видимом или ближнем ИК-диапазонах и, как следствие, привлекают значительное внимание в связи с возможными приложениями в квантово-информационных технологиях, биомедицине а также при изготовлении субмикронных оптических термометров [1]. Такие люминесцентные алмазные плёнки, а также композиты алмаза с фото- и рентгенолюминесцентными редкоземельными наночастицами [2], могут быть получены методом химического осаждения из газовой фазы из смесей метан-водород.

При этом примесные центры окраски могут образовываться непосредственно в процессе синтеза алмаза, но только при условии

наличия стабильного источника атомов легирующего элемента (Si, Ge, Sn). Одним из типов источников примесей являются, например, нагретые твердотельные пластины чистого Si/Ge/Sn, которые подвержены травлению атомарным водородом плазмы. Кроме того, газообразные источники примесей вроде моносилана (SiH_4) и моногермана (GeH_4) могут быть использованы для более контролируемого легирования алмаза, чтобы обеспечить формирование Si-V или Ge-V соответственно в микро- и нанокристаллических алмазных пленках. При этом нанокристаллический тип плёнок с размером зерен 10-100 нм может быть использован в качестве исходного объекта (сырья) для формирования порошков алмазных наночастиц методом механического размалывания, причем финальный размер получаемых наночастиц будет соответствовать размерам кристаллитов исходной нанокристаллической плёнки.

В данном докладе будет рассмотрен вопрос о формировании центров окраски Si-V, Ge-V и Sn-V в микро/нано-кристаллических алмазных плёнках и частицах. Будет показано, как условия синтеза в СВЧ плазме и способ легирования влияют на проявление пиков Si-V (738 нм), Ge-V (602 нм) и Sn-V (619 нм) в спектрах фотолюминесценции полученных алмазных плёнок. Будут представлены результаты по формированию одиночных центров окраски Ge-V в эпитаксиальных слоях монокристаллического алмаза, а также об образовании центров окраски Sn-V в алмазных частицах, синтезированных с использованием оксида олова в качестве источника легирующей примеси.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 21-72-10153.

Список используемой литературы:

[1] Sedov V. S. et al.//Journal of Russian Laser Research. 2022. V.43. #4.
[2] Sedov V. et al. //Functional Diamond. 2022. V. 2. #1.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ С ПРИМЕНЕНИЕМ МАШИННО-ОБУЧАЕМЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ

Гарифуллин К.З. [1]*, Новиков И.С. [1,2,3], Подрябинкин Е.В. [2,3], Шапеев А.В.[2,3], Медведев М.Г. [3]

[1] *Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет), г.Москва*

[2] *Сколковский институт науки и технологий, г.Москва*

[3] *Институт органической химии РАН, г.Москва*

**Kamil.Garifullin@skoltech.ru*

В последние годы нанопленки представляют большой интерес для науки. Атомистическое моделирование является одним из способов исследования роста нанопленок. Машинно-обучаемые межатомные потенциалы (МОПы) зарекомендовали себя как перспективный инструмент за последние пятнадцать лет. Используя МОПы в качестве моделей межатомного взаимодействия, можно прогнозировать характеристики различных материалов с той же точностью, что и первопринципные расчеты, затрачивая при этом значительно меньше вычислительных ресурсов, чем это было бы необходимо для первопринципных расчетов.

В данной работе для разработки алгоритма моделирования процесса PECVD (*Plasma-enhanced chemical vapor deposition*), используемого для нанесения тонких плёнок различных материалов, применяется метод молекулярной динамики [1] с одним из машинно-обучаемых потенциалов в качестве модели межатомного взаимодействия, а именно Moment Tensor Potential (MTP) [2–4]. Проводилось моделирование процесса роста плёнок при различных параметрах (размерах подложки, скоростях осаждения атомов). С помощью вышеописанных методов были получены нанопленки, а также исследованы их геометрические свойства. Было установлено, что морфология пленок a-BN в значительной степени зависит от того, какие частицы попадают на подложку.

Список используемой литературы:

[1] Plimpton S. (1995). Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics. Journal of computational physics, 117(1), 1-19.

[2] Shapeev A.V. Moment tensor potentials: A class of systematically improvable interatomic potentials //Multiscale Modeling & Simulation. 2016. V. 14, P 3. P. 1153-1173.

[3] Podryabinkin E.V., Shapeev A.V. Active learning of linearly parametrized interatomic potentials //Computational Materials Science. 2017. V. 140. P. 171-180. 125

[4] Novikov I.S. [et al.] The MLIP package: moment tensor potentials with MPI and active learning //Machine Learning: Science and Technology. – 2020. – Т. 2. – №. 2. – С. 025002.

СУПЕРГИДРОФОБИЗАЦИЯ КАРБИДОВОЛЬФРАМОВЫХ ПОКРЫТИЙ С ЦЕЛЬЮ ЗАЩИТЫ ОТ КОРРОЗИИ

Рыкалина У.С. [1,2]*, Душик В.В. [1], Семилетов А.М. [1]

[1] *Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН, г.Москва*

[2] *Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, г.Москва*

* *ulianarykalina@yandex.ru*

Благодаря своим высоким твердости и устойчивости в агрессивных средах, покрытия на основе карбида вольфрама находят применение в производстве инструментов и конструкционных материалов, способных работать при высоких температурах и нагрузках. Тем не менее, низкая химическая стойкость карбидовольфрамовых покрытий во влажной среде [1] требует поиска решений этой проблемы. Одним из перспективных подходов является супергидрофобизация (СГФ) карбидовольфрамового покрытия. СГФ-покрытия используются для борьбы с коррозией, обледенением, загрязнением и биообрастанием поверхностей [2].

Цель данного исследования заключалась в создании СГФ-покрытий на поверхности карбида вольфрама. Для этого применялись лазерная и термическая обработки и использовалась смесь этанольного раствора (95%) с оксиэтилидендифосфоновой кислотой (ОДФК) для создания покрытия. В рамках исследования также проводилось изучение коррозионной стойкости в условиях камеры солевого тумана (КСТ) с концентрацией хлорида натрия 3%.

Карбидовольфрамовое покрытие было получено методом химического газофазного осаждения (ХГО) в вакуумной камере при температуре 500-600 °C. Для этого была использована смесь газов, включающая в себя гексафторид вольфрама WF_6, водород H_2 и пропан C_3H_8, согласно следующей реакции:

$$WF_6 + H_2 + C_3H_8 \rightarrow WC + HF$$

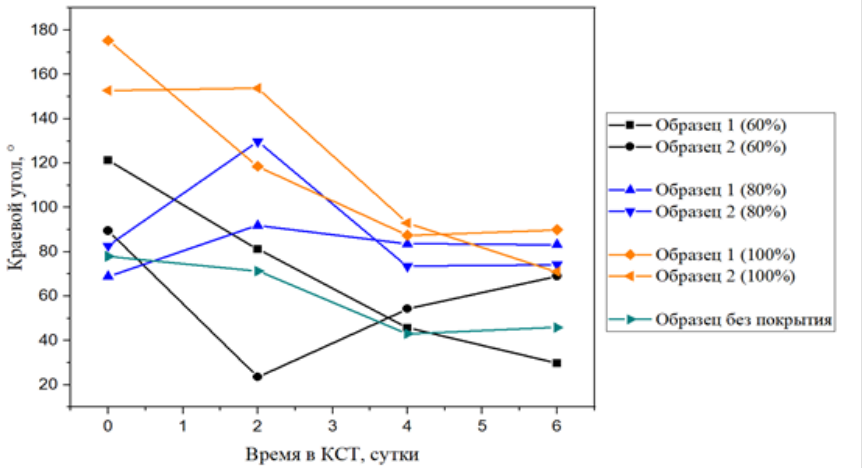
Сначала на медной подложке формировался подслой вольфрама толщиной 5 мкм. После этого следовало нанесение градиентного

переходного слоя. В этом слое микротвердость постепенно увеличивалась от микротвердости вольфрама до микротвердости основного карбидовольфрамового покрытия. Затем формировались слои основного покрытия. Применение метода ХГО позволяет создавать высокотвердые покрытия значительной толщины при минимальной вероятности образования трещин из-за высоких внутренних напряжений карбидных фаз [1].

Поверхность карбида вольфрама гидрофильна, поэтому нужно изменить ее шероховатость, чтобы придать ей СГФ-свойства. Сначала образцы подвергались облучению на иттербиевом короткоимпульсном оптоволоконном лазере ХМ-30 (Казань, Россия). Скорость обработки составляла 500 мм/с, а мощность лазера варьировалась от 60% до 100% от максимальной мощности равной 30 Вт.

Обработка образцов проводилась в этанольном растворе ОДФК с концентрацией 10 ммоль/л при температуре 20°С в течение 1 часа. Затем образцы сушились при 150°С в течение 30 минут для создания полимеризованного слоя кислоты на поверхности карбида вольфрама [2]. Измерение краевого угла смачивания проводилось на лабораторной установке со встроенной фотокамерой DCM300. Угол смачивания определялся по фотографиям капли дистиллированной воды, нанесенной на исследуемую поверхность. Полученные СГФ-слои имеют краевой угол смачивания в диапазоне от 153° до 175°.

Далее образцы выдерживались в камере солевого тумана в течение 8 дней. Данные об изменении краевого угла капли от времени в КСТ представлены на рисунке.



Основные выводы по результатам работы:

- СГФ-покрытие подавляет активацию коррозии в хлоридных растворах;
- С ростом мощности лазерной обработки смачиваемость коррозионноактивными агентами модифицированной поверхности образцов падает, что увеличивает коррозионную стойкость поверхности;
- Обращая внимание на скачкообразное увеличение смачивания, можно сделать вывод, что СГФ-покрытие на образцах распределяется неравномерно. Для улучшения сплошности СГФ-покрытий требуется оптимизировать режимы их получения.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект № 122011300078-1).

Список используемой литературы:

[1] Душик В.В. Формирование наноструктурированных карбидовольфрамовых слоев, стойких к коррозионному воздействию: диссертация, к.т.н.: 05.17.03 / Душик Владимир Владимирович; Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина. – Москва, 2012. 132 с.

[2] Семилетов А.М., Куделина А.А., Кузнецов Ю.И. Антикоррозионные и гидрофобные свойства пленок карбоновых кислот на поверхности алюминиевого сплава Д16. Коррозия: материалы, защита. 2021. Т.5. С. 23-29.

МОЗАИЧНОСТЬ ПЛЁНОК АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ АНОДИРОВАНИЕМ В ЩАВЕЛЕВОЙ КИСЛОТЕ

Кузнецов М.Е. [1]*, Кушнир С.Е. [1,2], Росляков И.В. [2], Лысков Н.В. [3], Напольский К.С. [1,2]

[1]*Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, химический факультет, г.Москва*

[2]*Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, факультет наук о материалах, г.Москва*

[3]*ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН, Московская обл.*

* *kuznetsovme@my.msu.ru*

Анодный оксид алюминия (АОА) – наноматериал, получаемый анодированием, т.е. электрохимическим окислением алюминия. Структурой и свойствами АОА можно управлять, меняя условия синтеза, однако даже при анодировании высокочистого отполированного

алюминия его структура и, соответственно, свойства могут отличаться на разных участках материала. Одной из причин неоднородности может служить разная кристаллографическая ориентация алюминия в разных областях образца, влияющая на протекание процесса анодирования.

Целью данной работы было изучение влияния напряжения анодирования и кристаллографической ориентации алюминиевой подложки на скорость роста АОА и относительный сдвиг длины оптического пути (L) в плёнках АОА, полученных в щавелевой кислоте при постоянном и синусоидально модулируемом напряжении

Фольгу из высокочистого (99,999%) крупнозернистого алюминия, предварительно отполированного до зеркального блеска, с известными картами высот и кристаллографической ориентации анодировали в 0,3 М $H_2C_2O_4$ в режиме модуляции напряжения от заряда, изменяя напряжение по синусоидальному закону с амплитудой 2,5 В и при постоянных напряжениях. Были получены образцы со средним напряжением ($U_{ср}$) от 32,5 до 57,5 В и при постоянных напряжениях 35–50 В. После селективного удаления АОА снова измеряли карту высот подложки и повторно анодировали её в тех же условиях, а затем селективно растворяли Al. Для всех плёнок получили карты L на воздухе и в воде и сопоставили их с картами высот и кристаллографических ориентаций.

L на зёрнах с разной ориентацией различается. При $U_{ср} < 50$ В наиболее положительное относительное изменение L (до 5%) наблюдается на гранях с ориентацией (100), наиболее отрицательное (до −5%) – на гранях (111). При $U_{ср}$ в диапазоне 47,5 – 52,5 В наблюдается минимальное влияние кристаллографической ориентации подложки на L (отклонения меньше 2%), а при больших напряжениях зависимость меняется и набольшее изменение L (до 6%) наблюдается на гранях (111), а наименьше (до −8%) – на гранях (100).

Анализ спектров пропускания, снятых при разных углах падения, показал, что изменение L, связанное с кристаллографической ориентацией подложки, обусловлено различием в толщине плёнки, при этом изменение эффективного показателя преломления АОА не превышает погрешности измерения. Данные профилометрии подтверждают влияние кристаллографической ориентации подложки на толщину плёнки. Таким образом, кристаллографическая ориентация алюминия влияет, в первую очередь, на скорость роста плёнки, что и является причиной изменения L [1].

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-23-00973.

Список используемой литературы:

[1] S.E. Kushnir, M.E. Kuznetsov, I.V. Roslyakov, N.V. Lyskov, K.S. Napolskii, Mosaic of anodic alumina inherited from anodizing of polycrystalline substrate in oxalic acid, Nanomaterials. 12 (2022) 4406. https://doi.org/10.3390/nano12244406.

АТОМНОЕ И ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПЛЕНОК Cu-Si, ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ЛУЧЕВЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ

Керсновский Е.С. [1]*, Барков К.А. [1], Польшин И.В. [1], Терехов В.А. [1], Нестеров Д.Н. [1], Ивков С.А. [1], Ситников А.В. [2]

[1] Воронежский государственный университет, г.Воронеж

[2] Воронежский государственный технический университет, г.Воронеж

** kersnovsky@phys.vsu.ru*

Система Cu-Si имеет широкий спектр применений в различных областях микроэлектроники. [1] На данный момент она представляет особый интерес в технологии литий-ионных аккумуляторов, поскольку является перспективной заменой графита в качестве анодного материала. [2, 3] Однако получение нанокомпозитов на основе Cu-Si подразумевает использование высокоэнергетических методов, таких как ионно-лучевое распыление. При этом в композитном слое могут происходить сложные межфазные взаимодействия с формированием метастабильных фаз. Поэтому исследование атомного и электронного строения нанокомпозитов Cu-Si важны и актуальны.

Нанокомпозитные пленки Cu-Si (толщиной ~ 300 нм) с различным содержанием Cu (от 15 до 68 вес. %) были получены с помощью ионно-лучевого распыления составной мишени на подложки Si (100) в вакууме при давлении $1*10^{-5}$ torr. Рентгенофазовый анализ проводился на дифрактометре PANalytical Empyrean B. V., элементный состав исследовался на РЭМ JEOL JSM-6380LV с системой микроанализа INCA 250. Электронное строение валентной зоны пленок Cu-Si анализировалось по ультрамягким рентгеновским эмиссионным Si $L_{2,3}$-спектрам на рентгеновском спектрометре-монохроматоре РСМ-500 [4] при энергии первичных электронов 1 и 2 кВ, что соответствует глубинам анализа 10 и 35 нм соответственно.

По данным рентгеновской дифракции в плёнке с минимальным содержанием меди Cu ~ 15 вес. % формируются только фаза низшего силицида Cu_5Si. В свою очередь по данным рентгеновской спектроскопии

кремний в плёнке с низким содержанием Cu является аморфным. С увеличением содержания меди до 36 вес.% в плёнке формируются две высокотемпературные модификации η-Cu_3Si и η''-Cu_3Si, при этом рефлексы от фазы Cu_5Si исчезают. При дальнейшем увеличении содержания меди интенсивность рефлексов от фаз η-Cu_3Si и η''-Cu_3Si растет, а также образуются два новых рефлекса от фазы η-Cu_3Si. В плёнке с высоким содержанием меди Cu ~68 вес. % формируется низкоинтенсивный рефлекс от фазы Cu_2O, что говорит о частичном окислении меди в плёнке. Оценка среднего размера областей когерентного рассеяния по уширению дифракционной линии показывает, что в плёнке Cu-Si с содержанием Cu~15 вес. % фаза Cu_5Si находится в нанокристаллическом состоянии с размером кристаллитов ~8 нм, а в плёнках с большим содержанием меди Cu ~ 36 и 68 вес. % соответственно средний размер кристаллитов фаз η-Cu_3Si и η''-Cu_3Si увеличивается до ~32 нм.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10294, https://rscf.ru/project/23-79-10294/. Частично работа поддержана грантом Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-2926.2022.1.2).

Список используемой литературы:

[1] Gierlotka W., Haque M. A. On the binary (Cu+ Si) system: Thermodynamic modelling of the phase diagram and atomic mobility in face centred cubic phase //The Journal of Chemical Thermodynamics. – 2013. – Т. 57. – С. 32-38.

[2] H.-J. Ahn et al. Journal of Power Sources 163 211–214 (2006)

[3] J. Mater. Chem et al. Journal of The Royal Society of Chemistry 20 (2010)

[4] Т.М. Зимкина, В.А. Фомичев Ультрамягкая рентгеновская спектроскопия (Изд-во Ленинградского университета) 132 с. (1971).

УПРАВЛЕНИЕ РАЗМЕРАМИ И ФОРМОЙ ОДИНОЧНЫХ ПЕРОВСКИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ $CsPbBr_2I$ С ПОМОЩЬЮ ВАКУУМНОГО ОТЖИГА

Кенесбай Р. [1]*, Бижанова Г. [2], Баева М.Г. [1], Митин Д.М. [1,3], Тойкка А.С. [1,4], Ng A. [2]

[1] *Санкт-Петербургский Академический Университет им. Ж.И. Алфёрова РАН, г.Санкт-Петербург*

[2] *Назарбаевкий Университет, г.Астана, Казахстан*

[3] *Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г.Санкт-Петербург*

[4] *ИТМО, г. Санкт-Петербург*

* *ramazan.kenesbay.1999@gmail.com*

Свинцово галогенидные перовскиты – это полупроводниковые материалы, применяемые для изготовления солнечных элементов и светоизлучающих диодов. Главные достоинства перовскитов – это простота синтеза и высокий коэффициент полезного действия получаемых на их основе устройств [1].

В данной работе было изучено формирование пленки перовскита $CsPbBr_2I$. Достижение однородной и качественной пленки является важной задачей для создания эффективных устройств. Для получения качественных слоев перовскита нужно добиться быстрой нуклеации и медленной кристаллизации. Быстрая нуклеация достигается быстрым пресыщением раствора, которое реализуется путем использования низких давлений высоких температур во время синтеза. Медленная кристаллизация достигается путем использования минимальной температуры необходимой для кристаллизации. Также для получения качественных слоев перовскита должен быть соблюден баланс между нуклеацией и кристаллизацией, иначе будут образовываться дефектные кристаллы дендритной формы [2].

Для реализации этих условий подходит вакуумная обработка при высоких температурах сразу после нанесения раствора, что обеспечит быструю нуклеацию. И после этого отжиг при нормальном давлении на средних температурах. В данной работе было изучено влияние изменения параметров вакуумной обработки на размеры и форму одиночных кристаллов перовскита $CsPbBr_2I$. На рисунке 1 представлены изображения поверхности образцов, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ). Образцы подвергались вакуумной обработке при разных температурах.

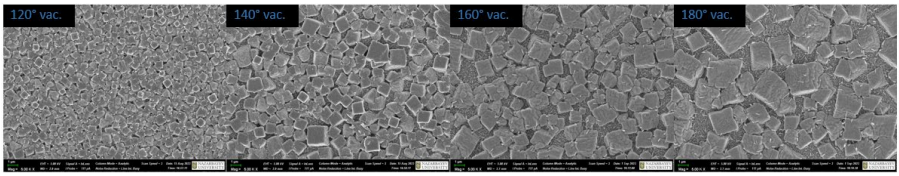


Рисунок 1 – СЭМ изображения поверхности образцов, полученных при разных температурах вакуумной обработки

Предложенная технология формирования пленки, содержащей одиночные кристаллы перовскита, позволяет получить зерна кубической формы, что означает, что был достигнут баланс между нуклеацией и кристаллизацией. Помимо этого, данная технология позволяет контролировать размеры кристаллов путем изменения температуры вакуумной обработки.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-79-10286.

Список используемой литературы:

[1] Guo, Z., Jena, A. K., Kim, G. M., & Miyasaka, T. The high open-circuit voltage of perovskite solar cells: a review.: Energy & Environmental Science. 2022.

[2] Liu C., Cheng Y. B., Ge Z. Understanding of perovskite crystal growth and film formation in scalable deposition processes.: Chemical Society Reviews. 2020.

АДГЕЗИОННЫЕ ПОДСЛОИ Ni/Co-P/B ДЛЯ ПОКРЫТИЙ W(C), ПОЛУЧЕННЫХ ХИМИЧЕСКИМ ОСАЖДЕНИЕМ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ

Рубан Е.А. [1,2]*, Дровосеков А.Б. [1], Крутских В.М. [1], Душик В.В. [1]

[1] *Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фрумкина Российской академии наук, г.Москва*

[2] *Федеральный исследовательский центра проблем химической физики и медицинской химии Российской академии наук, г.Черноголовка*

**evgeny.ruban991@gmail.com*

В современной промышленности самыми распространенными конструкционными материалами остаются сплавы на основе железа (стали, чугуны) из-за их высоких физико-механических свойств, доступности, возможности изменения эксплуатационных свойств в

широких интервалах. Для придания конструкционным элементам специальных свойств применяются различные методы защиты их поверхностей, в частности, нанесение покрытий, обладающих лучшими свойствами по сравнению с основой. Одним из уникальных подходов, позволяющих наносить соединения тугоплавких элементов, является метод химического газофазного осаждения (ХГО) [1]. Одновременно его преимуществом и недостатком является отсутствие адгезии ХГО-покрытий к сплавам на основе железа.

В работе представлена методика нанесения многослойных покрытий методами химико-каталитической (ХКМ) и гальванической металлизации (ГМ) составов Ni-P, Co-P, Ni-Co-P, Ni-B, Co-B, Ni-Co-B и Ni, Co, соответственно, и последующего осаждения слоёв из газовой фазы состава W(C). За счёт применения промежуточного опорного слоя на основе сплавов никеля и кобальта, осаждённых из водных растворов их солей, получается добиться удовлетворительной адгезии и когезии между слоями разнородных покрытий и покрытия с основой.

ХКМ-покрытия получали из водных растворов солей никеля (II) $NiSO_4 \cdot 7H_2O$, кобальта $CoCl_2$, восстановителей $NaH_2PO_2 \cdot H_2O$, диметиламинборана (ДМАБ) и лигандов – яблочной кислоты, ацетата натрия, цитрата натрия [2]. Процесс осаждения проводили в термостатируемой ячейке при 90 °C. Гальванические покрытия получали в электрохимической ячейке при внешней поляризации от источника постоянного тока с использованием соответствующих солей металлов [3]. ХГО-покрытия получали в вакуумной установке на образцах с предварительно осаждённым ХКМ- и ГМ-покрытиями при температурах 550 и 600 °C. В качестве прекурсоров использовались WF_6, C_3H_8 и H_2 в заданных стехиометрических соотношениях [1].

В работе наблюдались фазовые переходы, прошедшие вследствие термообработки в процессе ХГО. Для этого покрытые образцы методами ХКМ и ГМ отжигались при температурах 500, 550 и 600 °C в атмосфере водорода в течение 4 часов. Исследование фазовых превращений проводили с помощью рентгеновской дифрактометрии. Изменение фазового состава опорного слоя отражено в изменении его микротвердости – с 200 до 600 кгс/мм^2, что соответствует твердости вольфрама, который использовался в качестве опорного слоя ранее. Сравнительные адгезионнные тесты показали удовлетворительную силу сцепления финишного ХГО слоя с подлсоями на основе ХКМ- и ГМ-покрытий, что говорит о возможности использования подслоев в качестве опорных для ХГО покрытий системы W(C).

Исследование проведено при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект № 122011300078-1).

Список используемой литературы:
[1] V.V. Dushik et al. // Mat. Let. 2018. V. 228. P. 164-167.
[2] Душик В.В., Рубан Е.А. и др. // Корр.: мат., защ. 2021. №12. с.15-21.
[3] Душик В.В., Левдикова К.С. и др. // Корр.: мат., защ. 2022. №2. с.43-46.

АВТОЭМИССИОННЫЙ НАНОРАЗМЕРНЫЙ КАТОД НА ОСНОВЕ ПЛЕНОК ГРАФЕНА НА SiC

Ковалец А.И.
Физический факультет Южного федерального университета, г.Ростов-на-Дону
kovalec@sfedu.ru

На данный момент сложно представить современный мир без электроники. Электроника окружает нас повсюду в повседневной жизни. Даже эту идею я продвигаю с помощью электроники. Электроника – порождает электронику. Она везде: в наших гаджетах и компьютерах, и даже в космосе на спутниках. Однако требования к электронике различны.

Например, ионизирующее излучение негативно влияет на полупроводниковую электронику – диоды, транзисторы, стабилитроны и тп. Но существует подраздел вакуумной электроники, которая более устойчива к данному типу взаимодействий, благодаря отсутствию p-n перехода и принципу эмиссии электронов. К вакуумной электронике и относятся автоэмиссионные наноструктуры, работающие на принципе холодной эмиссии электронов с поверхности катода, вследствие наличия сильной напряженности электрического поля.

Однако существует проблема разрушения автоэмиссионных катодов, связанная с перегревом катода, вследствие Джоулева нагрева и неравномерностью распределения напряженности электрического поля в катод-анодном зазоре. Данные проблемы можно решить подбором современных наноматериалов и геометрии катода.

Для решения проблемы перегрева было решено использовать пленку графена на карбиде кремния. Графен – это материал нового поколения, обладающей высокой плотностью тока, химической инертностью, высокой теплопроводностью, обладает супергидрофобностью в нанометровом масштабе. Карбид кремния в свою очередь является отличной основой для синтеза графена, и к тому же

обладает отличной теплопроводностью, прочностью и температурной стойкостью.

Достичь равномерного распределения напряженности электрического поля позволило физико-математическое моделирование матричной автоэмиссионной ячейки с лезвийным концентрическим катодом (Рисунок 1). Катод модели выполнен в виде концентрических лезвий с углом раствора 95° и закруглением в 50 нм. Однако основной вклад в распределение поля в катод-анодном зазоре ячейки с бесконечным анодом вносит высота лезвийных окружностей. Максимальной равномерности электрического поля удалось добиться при следующем соотношении высот лезвий: 0.9954:1:1:1:0.9986. Неравномерность поля при этом составляет менее 0, 15 %.

Таким образом разработан автоэмиссионный катод с увеличенным временем жизни и сниженным энергопотреблением, благодаря подобранным материалам и геометрии. Устройство послужит основой для создания устойчивых обладающих высокой плотностью токов автоэмиссионных диодов и триодов, применимых электронике нового поколения.

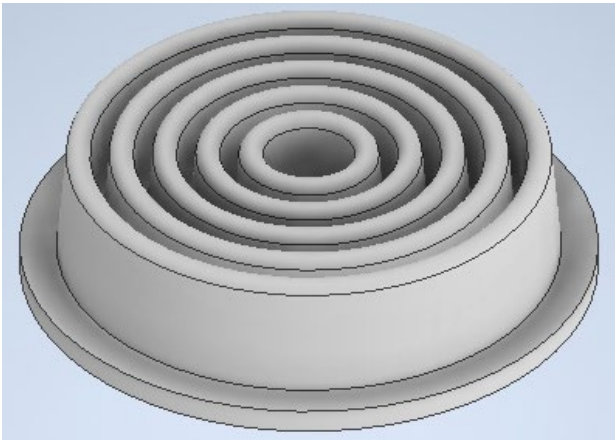


Рисунок 1 – 3D модель катода

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта ФСИ № 18145ГУ/2022.

СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТИТАНА И НИТРИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Сударчикова М.А. *, Насакина Е.О., Морозова Я.О., Михайлова А.В.
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва
**mariahsudar@yandex.ru*

Титановые сплавы нашли наиболее широкое применение благодаря их коррозионной стойкости и возможности получать сплавы с выдающимися биомеханическими свойствами. Наиболее распространенными являются: титан марки Grade 4, сплав Ti-6Al-4V (ВТ6), никелид титана и новые разрабатываемые сплавы на основе титана с Zr, Nb, Ta, Mo [1]. Применяемые материала не полностью отвечают требованиям коррозионной стойкости и биосовместимости поэтому их поверхность требует дополнительной обработки для улучшения остеоинтеграции. Среди возможных методов модификации поверхности наиболее рациональным является создание поверхностных слоев из керамики, т.к. данный тип материалов, как правило, является инертным и не вызывает нежелательных реакций с окружающими тканями организма. В настоящее время много исследований посвящено получению многослойных поверхностных слоев типа Me-Me(N/O/C) для улучшения износостойкости, коррозионной стойкости и прочности керамических материалов и композитов в целом [2]. Некоторые исследователи отмечают нитрид титана как наиболее биосовместимый и износостойкий материал [3]. Он достаточно широко применяется при получении защитных покрытий для обрабатывающих инструментов, а также в качестве износостойких антифрикционных покрытий. Многослойные системы на основе нитрида титана и титана перспективны не только для применения в области медицины, но также интересны для создания композитов на основе алюминиевых сплавов для применения в парах трения [4].

Работа направлена на создание новых слоистых композитов с поверхностными слоями из титана и нитрида титана с повышенными эксплуатационными свойствами. В данной работе было исследовано влияние предварительной обработки поверхности подложек ионным источником Кауфмана на морфологию и дефекты поверхности при нанесении титана методом магнетронного распыления. Были получены на основе титанового и алюминиевого сплавов слоистые композиты из титана и нитрида титана методом магнетронного напыления, и исследованы их трибологические и механические свойства, структура и фазовый состав поверхностных слоев и подложки. Было выявлено, что буферный слой из

осажденного титана в инертной среде позволяет сформировать зерна с предпочтительной ориентацией в плоскости (111), что также объясняется увеличением концентрации азота в поверхностном слое. Подслой из титана позволял формировать слой из нитрида титана более насыщенным азотом в 1,5 раза, что, возможно, связано с активным взаимодействием свежеосажденного слоя из титана с азотом.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 21-79-10256.

Список используемой литературы:

[1] Y. Zhang et al. // ACS applied materials & interfaces. 2018. V. 10. # 15449-15460.

[2] М.Н. Солован и др. // Физика твердого тела. 2013. Т. 55. № 11. # 2123-2127.

[3] F. Lang, Z. Yu // Surface and Coatings Technology. 2001.V. 145. №. 1-3. # 80-87.

[4] A.R. Shugurov, M.S. Kazachenok // Surface and Coatings Technology. 2018. V. 353. # 254-262.

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ХОЛЛОВСКИЕ ИЗМЕРЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ОКСИДОВ МЕДИ Cu_2O, CuO, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ДУГОВОГО РАЗРЯДА НИЗКОГО ДАВЛЕНИЯ

Федоров Л.Ю. *, Ушаков А.В., Карпов И.В.
Федеральный исследовательский центр Красноярский научный центр СО РАН, г.Красноярск
**1401-87@mail.ru*

Уникальные магнитные и электрофизические свойства оксидов переходных металлов определены электронным строением атома металла. Так, в атоме меди валентные электроны расположены на 3d и 4s орбиталях, при этом в основном состоянии 3d оболочка полностью заполнена электронами. При степени окисления меди (+1) образуется оксид Cu_2O ($3d^{10}4s^0$) который кристаллизуется в кубической структуре и каждый ион Cu^+ элементарной ячейки координируется двумя ионами кислорода. CuO имеет моноклинную кристаллическую структуру, в которой ионы Cu^{2+} ($3d^94s^0$) четырехкратно координированы кислородом.

В каталитических применениях медь способна обратимо изменять степень окисления под действием различных внешних факторов (адсорбция газов, окислительно-восстановительные реакции в контакте с электролитом и др.). Это ее свойство делает возможным применение оксидов меди в устройствах накопления энергии и газоанализаторных системах. В этой связи становятся необходимы данные о проводимости, концентрации носителей заряда и их подвижности.

В настоящей работе рассматривались тонкие пленки оксидов меди, полученные дуговым распылением чистой меди в аргон/кислородной атмосфере при низком давлении с последующим осаждением [1]. Были проведены холловские измерения методом Ван-дер-Пау образцов оксидов различного фазового состава (CuO/Cu_2O). Образец 1 пленки с преимущественной фазой Cu_2O и включением металлической меди был получен при парциальном давлении кислорода, соответствующем подаче 1 об. % O_2, образец 2 – 5 об. % O_2, образец 3 – 10 об. % O_2, образец 4 – 20 об. % O_2. Образцы не подвергались дальнейшему отжигу.

Электрофизические характеристики наноразмерного оксида меди значительно отличаются от свойств объемного материала, а кроме того, зависят от метода получения. Причинами этого могут быть особенности кристаллической структуры, влияющие на активационные процессы при переносе заряда. Для продуктов, получаемых в результате вакуумного

осаждения характерно присутствие кислородных вакансий и сжимающих остаточных напряжений [2].

На рисунке 1 приведены результаты измерения электрических свойств пленок оксида меди, основанных на эффекте Холла (концентрация носителей, подвижность, удельное сопротивление) в зависимости от формируемого фазового состава. Все образцы показали проводимость *p*-типа, обусловленную в основном отрицательно заряженными вакансиями Cu, приводящими к образованию дырок в зоне валентных электронов, которые обычно индуцируют акцепторные уровни выше валентной зоны [3].

В двухфазной системе (CuO/Cu_2O) образца 2 отмечается заметное снижение концентрации носителей заряда с $2{,}81\times10^{14}$ до $1{,}63\times10^{12}$ $см^{-3}$. По-видимому, это можно связать с образованием гетероперехода Cu_2O-CuO, в котором происходит рекомбинация электронно-дырочных пар и на границе раздела формируется обедненная область пространственного заряда, которая может способствовать разделению фотогенерированных носителей заряда. С этим связано возрастание удельного сопротивления образца 2 до $12{,}7\cdot10^4$ Ом·см. Процесс рекомбинации в гетеропереходе также оказывает влияние на подвижность основных носителей заряда, приводя к росту этого показателя до 42 $см^2/В\cdot с$.

Дальнейшее увеличение концентрации носителей до $7{,}75\times10^{14}$ и $7{,}18\times10^{15}$ $см^{-3}$ может быть связано с улучшением кристалличности пленок, а также повышением степени окисления меди от 1+ до 2+, что приводит к потере электрона в решетку.

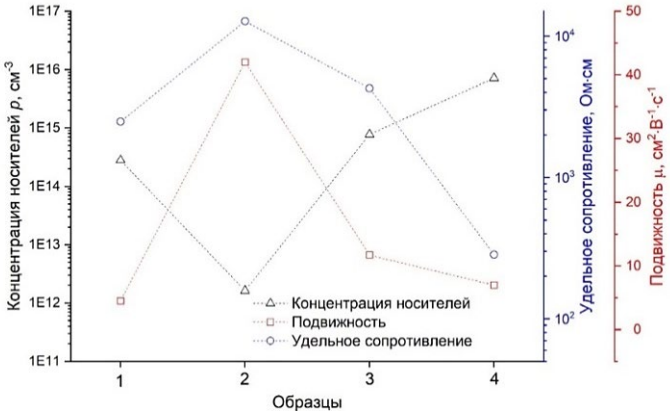


Рисунок 1 – Результаты измерения электрических свойств пленок оксида меди.

Подвижность дырок, по мере образования фазы CuO, снижается до 12 и 7 $см^2/В·с$ для образцов 3 и 4 соответственно. Вероятно, увеличение концентрации носителей также увеличивает их рассеяние, что и приводит к уменьшению подвижности.

Одновременно с ростом концентрации носителей наблюдается снижение удельного сопротивления образца 4 до 285 Ом·см. Этому может способствовать несколько факторов. Во-первых, выравнивание фазового состава, коалесценция зерен, а также улучшение кристалличности приводят к некоторому повышению проводимости пленок фазового состава CuO. Вторым, наиболее значимым, по мнению авторов фактором, при проведении измерений на воздухе, является влияние хемосорбированного кислорода на поверхности пленки CuO, даже при комнатных температурах. Кислород, являясь акцептором электронов из CuO, способствует накоплению дырок в поверхностных слоях оксида. Этот слой в значительной степени определяет общее сопротивление пленки.

Работа выполнена в рамках госзадания ES-2021-0026.

Список используемой литературы:

[1] Ушаков А.В., Карпов И.В., Федоров Л.Ю. и др. // Журнал технической физики. 2021. Том 91. Вып. 12. С. 1984-1989.

[2] I.V. Karpov, A.V. Ushakov, V.G. Demin, et al. // JOM. 2020. Vol. 72, P. 3952-3957.

[3] Dolai S., Das S., Hussain S., et al. // Vacuum. 2017. Vol. 141. P. 296-306.

ФОТОАКТИВНЫЕ ПЛЕНОЧНЫЕ ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ TiO_2-ZnO

Васильева М.С. [1,2*], Арефьева О.Д. [1,2], Ткачев В.В. [1]

[1] Дальневосточный федеральный университет, г.Владивосток

[2] Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук, г.Владивосток

**vasileva.ms@dvfu.ru*

Материалы на основе диоксида титана широко исследуются в качестве фотокатализаторов в области защиты окружающей среды и энергетики. Однако TiO_2 имеет ряд недостатков, в том числе широкую запрещенную зону и низкий квантовый выход. Одним из эффективных способов улучшения фотокаталитических свойств диоксида титана является его интеграция с другими полупроводниками, например, ZnO [1]. Плазменно-электролитическое оксидирование (ПЭО) –

электрохимический метод, позволяющий за короткое время получать нано- и микропористые оксидные покрытия.

В данной работе представлены результаты исследования состава, морфологии поверхности, оптических и фотокаталитических свойств Zn-содержащих пленок на титане, полученных комбинацией методов ПЭО, пропитки и отжига. ПЭО-обработку проводили при плотности тока 0,1 А/см^2 в течение 10 мин в 0,1 М Na_2SiO_3 (Ti/Si). Часть образцов после ПЭО подвергали ультразвуковой очистке в 95%-ном C_2H_5OH (Ti/Si-уз) и травлению в 2,5 М KOH (Ti/Si-щ, Ti/Si-уз-щ). Далее ПЭО-слои выдерживали в течение 1 часа в 1 М $Zn(CH_3COO)_2$ и отжигали при 500^{o}C в течение 1 часа (образцы Ti/Si/Zn, Ti/Si-уз/Zn, Ti/Si-щ/Zn, Ti/Si-уз-щ/Zn). Согласно результатам рентгенофазового анализа все образцы содержат оксид цинка и диоксид титана в анатазной и рутильной модификациях. Энергодисперсионный анализ показал, что дополнительная обработка ПЭО-слоев перед пропиткой приводит к значительному увеличению концентрации Zn. Из рисунка 1 видно, что наибольшую степень покрытия ПЭО-слоев цинксодержащими наночастицами имеют образцы Ti/Si-уз-щ/Zn.

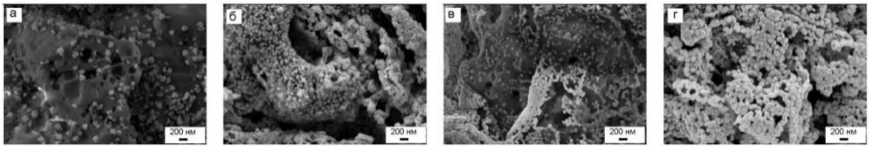


Рисунок 1– СЭМ-изображения образцов Ti/Si/Zn (а), Ti/Si-уз/Zn (б), Ti/Si-щ/Zn (в), Ti/Si-уз-щ/Zn (г)

Фотокаталитические исследования показали, что сформированные композиты проявляют активность в реакции деградации индигокармина в условиях облучения солнечным и УФ светом, рисунок 2. Видно, что предобработка поверхности ПЭО-слоев в обоих случаях приводит к повышению фотокаталитической активности модифицированных образцов, что может быть обусловлено более высоким содержанием наночастиц оксида цинка на их поверхности.

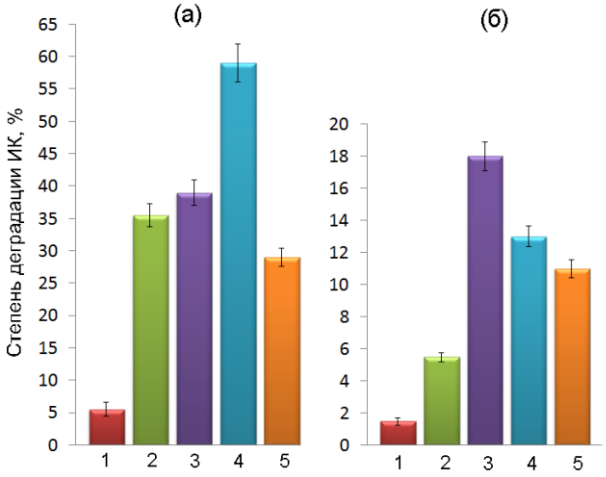


Рисунок 2– Степень деградации ИК в присутствии образцов: Ti/Si (1), Ti/Si/Zn (2), Ti/Si-уз/Zn (3), Ti/Si-уз-щ/Zn (4), Ti/Si-щ/Zn (5) под действием УФ (а) и солнечного (б) света.

Работа выполнена в рамках государственного задания Института химии ДВО РАН № FWFN (0205)-2022-0001.

Список используемой литературы:

[1] S. Xiao, L. Zhao, X. Leng et al. //Appl. Surf. Sci. 2014. V. 299.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТРУКТУР С ПОРИСТЫМ КРЕМНИЕМ

Услин Д.А. *, Кузьмин А.Д., Латухина Н.В., Полуэктова Н.А., Тишин П.Д., Шишкин И.А., Шишкина Д.А.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва, г.Самара

** uslin720@gmail.com*

Изучение деградации структур на основе пористого кремния (ПК) под действием ионизирующего излучения является крайне актуальной, т.к. эти структуры имеют большую перспективу для применения в солнечных элементах, предназначенных для применения в условиях космического пространства. [1-3]. В данной работе проводилось исследование деградации фоточувствительных структур 2-х типов: со слоем ПК и массивом нанонитей с покрытием из фторида эрбия (ErF3) и без него.

Структуры подвергались облучению рентгеновским излучением с длиной волны 0,178 нм и энергией 8 кэВ или электронами с энергией 6 МэВ. Были измерены ВАХ структур до и после облучения. После облучения измерения повторялись через 3 месяца и 6 месяцев. Слой ПК создавался электрохимическим травлением в смеси плавиковой кислоты с этиловым спиртом (C_2H_5OH), массив нанонитей – методом металл-стимулированного химического травления (МСХТ). Контакты из алюминия и покрытия из фторида эрбия изготавливались методом термического вакуумного испарения.

На образцы без покрытия как рентген, так и электроны оказывают разнонаправленное влияние. Это можно объяснить процессами в пористом слое [5]. Облучение рентгеном на параметры образцов. Уменьшение тока короткого замыкания связано с образованием дефектов в кристалле кремния, которые служат рекомбинационными центрами. Для пористых образцов есть и положительное влияние облучения из-за увеличения эффективной поглощающей поверхности после воздействия рентгеновского излучения, которая является и эффективным стоком образующихся дефектов. Поэтому суммарное действие этих противоположных факторов проявляется по-разному для образцов с разным типом исходной поверхности и разной пористостью.

В образцах с покрытием большее влияние на ВАХ оказывают процессы, происходящие в самом покрытии и на границе раздела пористого слоя с пленкой фторида эрбия. Нанесение покрытия из фторида эрбия на пористый слой оказывает заметное положительное влияние на характеристики и параметры образцов благодаря пассивирующим свойствам этих материалов [4]. Ток короткого замыкания и фактор заполнения ВАХ возрастают в несколько раз. После облучения электронами у образцов с покрытием ErF3 наблюдается падение приблизительно на 30-40% тока короткого замыкания и напряжения холостого хода. Это можно объяснить депассивацией границы раздела и увеличением количества рекомбинационных центров.

Список используемой литературы:

[1] Latukhina N. et al. // Procedia Engineering. 2015. Vol. 104. P. 157-161.

[2] Ерофеев А.С. и др. // Вестник молодых учёных и специалистов Самарского университета, 2021. № 1 (18). С. 170 -173

[3] Леньшин А.С. и др. // ЖТФ, 2014, том 84, вып. 2

[4] Аношин Ю.А. и др. // ЖТФ. 1994. Т. 64. Вып. 10. С. 118–123

[5] Латухина Н.В. и др. // Автометрия. 2022. Т. 58. № 6. С. 90-97

СМАЧИВАЕМОСТЬ ТОНКИХ ПЛЕНОК ДИОКСИДА ТИТАНА, ДОПИРОВАННОГО НИОБИЕМ

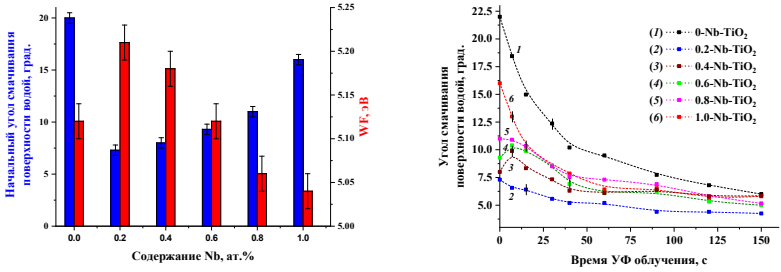
Рудакова А.В. *, Михелева А.Ю., Бакиев Т.В., Кириченко С.О., Буланин К.М., Емелин А.В.
Санкт-Петербургский государственный университет, г.Санкт-Петербург
**aida.rudakova@spbu.ru*

Самоочищающиеся материалы привлекают большое внимание ученых благодаря своим уникальным свойствам и практическому использованию в энергетике и в области защиты окружающей среды [1, 2]. Покрытия на основе диоксида титана, наиболее известного фотокатализатора, проявляют эффект фотоиндуцированной супергидрофильности [2, 3]. Ранее нами предложен механизм процесса изменения гидрофильности поверхности фотоактивных оксидных материалов, индуцированного облучением [4, 5], также представлена модель гидратно-гидроксильного покрова (ГГП) [6]. Целью настоящей работе являлось исследование влияния допирования гетеровалентного катионного допирования диоксида титана на смачиваемость тонких пленок TiO_2 на примере допирования катионами ниобия.

Пленки x-Nb-TiO_2 были получены методом вытягивания из золей диоксида титана с различным содержанием ниобия x (0.0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8 и 1.0 ат.%). Химический и фазовый состав, морфология поверхности синтезированных пленок были охарактеризованы методами рентгенофазового анализа, фотоэлектронной спектроскопии, атомно-силовой микроскопии, сканирующей электронной микроскопии и методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Микродеформация в исследуемых пленках диоксида титана при допировании ниобием не наблюдалась.

Гидрофильность поверхности и свободную поверхностную энергию для пленочных образцов исследовали с помощью оптической тензиометрии. Значения работы выхода электрона определяли методом зонда Кельвина для всех нанопокрытий в условиях окружающей среды. Состав гидратно-гидроксильного покрова порошкообразных образцов x-Nb-TiO_2 в зависимости от содержания допанта был изучен методом ИК спектроскопии. Кислотность поверхности пленок оценивали методом pH-метрии и ИК спектроскопическим исследованием адсорбции монооксида углерода. При исследовании фотоиндуцированной гидрофильности тонкие пленки x-Nb-TiO_2 облучали светом ртутной лампы высокого давления с использованием водяного фильтра и светофильтра УФС-2.

На Рисунке 1 представлены данные по углу смачиваемости поверхности водой и работы выхода электрона, а также кинетические кривые фотоиндуцированного изменения угла смачиваемости поверхности водой для всех исследуемых пленок x-Nb-TiO_2 в зависимости от содержания ниобия.



а б

Рисунок 1 – Тонкие пленки x-Nb-TiO_2: начальный угол смачивания поверхности водой и работа выхода (WF) (а), кинетические кривые фотоиндуцированного изменения угла смачивания поверхности водой (б) при различном содержании ниобия

Полученные результаты по влиянию допирования ниобием диоксида титана на смачиваемость его поверхности обсуждаются с точки зрения изменения электронных свойств и состава гидратно-гидроксильного покрова при увеличении концентрации ниобия.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-22-00161. Автор благодарит Научный парк и Лабораторию "Фотоактивные нанокомпозитные материалы" при Санкт-Петербургском государственном университете за помощь в проведении синтеза и исследования материалов.

Список используемой литературы:

[1] A.V. Rudakova, A.V. Emeline // Colloid J. 2021. V. 83. P. 20.
[2] A. Fujishima, T.N. Rao, D.A. Tryk // J. Photochem. Photobiol. C. 2000. V. 1. P. 1.
[3] R. Wang, K. Hashimoto, A. Fujishima et al. // Nature. 1997. V. 388. P. 431.
[4] A.V. Emeline, A.V. Rudakova, M. Sakai et al. // J. Phys. Chem. C. 2013. V. 117. P. 12086.
[5] A.V. Rudakova, U.G. Oparicheva, A.E. Grishina et al. // J. Phys. Chem. C. 2015. V. 119. P. 9824.
[6] A.V. Rudakova, U.G. Oparicheva, A.E. Grishina et al. // J. Colloid Interface Sci. 2016. V. 466. P. 452.

ФОТОАКТИВНЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ WO_3-$CoWO_4$ ПОКРЫТИЯ НА ТИТАНЕ, СФОРМИРОВАННЫЕ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ

Будникова Ю.Б. [1,2]*, Васильева М.С. [1,2], Ткачев В.В. [2]

[1] *Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук, г.Владивосток*

[2] *Дальневосточный федеральный университет, г.Владивосток*

**budnikova.iub@mail.ru*

В последнее десятилетие материалы на основе вольфраматов металлов с общей формулой MWO_4 привлекают большое внимание благодаря своим структурным, магнитным, оптическим и каталитическим свойствам. $CoWO_4$ представляет собой полупроводник с узкой запрещенной зоной ~ 2,8 эВ, благодаря чему он является одним из наиболее перспективных фотокатализаторов [1]. Большое значение для практического применения имеют пленочные композиты, в которых фотоактивный компонент нанесен на твердую подложку. Одним из технологичных методов нанесения сложнооксидных систем на металлы является метод плазменно-электролитическое оксидирование (ПЭО). Варьируя условия ПЭО и состав электролита, можно управлять составом и морфологией формируемых покрытий.

В настоящей работе для получения ПЭО покрытий на титане с вольфраматом кобальта использовали водные электролиты, содержащие 0.1 М $Na_2B_4O_7$, 0.05 М $Co(CH_3COO)_2$ и 0.05 М ЭДТА (комплекс Co(II)-ЭДТА) и 0.05М, 0.1М и 0.15М Na_2WO_4. Мольное отношение W:Co в электролитах составляло 1:1; 2:1 и 3:1.

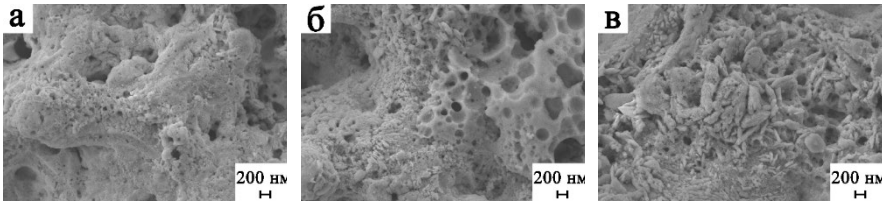


Рисунок 1 – СЭМ изображения ПЭО-покрытий, полученных в электролитах при соотношении W:Co 1:1 (а), 2:1 (б), 3:1 (в)

Согласно данным рентгенофазового анализа все сформированные покрытия содержат кристаллические фазы $CoWO_4$ и WO_3. Из рис. 1 видно, что с увеличением соотношения W:Co в электролите поверхность образцов становится более структурированной. На поверхности покрытий,

полученных при соотношении W:Co = 3:1, обнаружены множественные пластинчатые наноструктуры (рис. 1в).

Фотокаталическую активность образцов исследовали в реакции разложения метилового оранжевого МО (10 мг/л, pH 6,8, $C(H_2O_2)$=10 ммоль/л) в условиях видимого и ультрафиолетового облучения. Все сформированные покрытия проявляют активность в деградации МО. Наибольшая степень деградации МО (80%) достигается в присутствии образца, полученного в электролите при соотношении W:Co = 3:1.

Таким образом, увеличение соотношения W:Co в электролите приводит в к получению структурированных покрытий, обладающих высокой фотокаталитической активностью.

Работа выполнена в рамках государственного задания Института химии ДВО РАН № FWFN (0205)-2022-0001.

Список используемой литературы:

[1] Z. Liu, J. Xu, Y. Li, H. Yu High // Catal. Letters. 2018. Vol. 148. P. 3205–3213.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СЛОИСТОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОМПОЗИТА NiCrFeMo-AlMoNbTaTiZr-cBNSiCNiAlCo

Русинов П.О. *, Бледнова Ж.М., Курапов Г.В., Русинова А.А., Семадени М.Д.

Кубанский государственный технологический университет, г.Краснодар

**ruspiter5@mail.ru*

Цель работы заключается в исследовании структуры высокоэнтропийного слоистого жаропрочного материала NiCrFeMo-AlMoNbTaTiZr-cBNSiCNiAlCo.

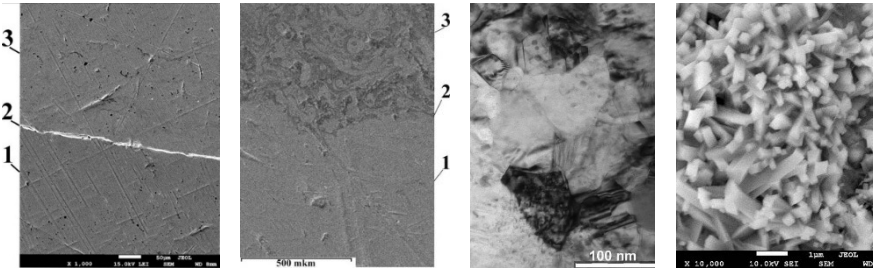
В качестве основы композиции применяется NiCrFeMo, а для функционального нижнего слоя использовался порошок AlMoNbTaTiZr, для верхнего жаропрочного слоя использовался порошок cBNSiCNiAlCo, химический состав порошков приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический анализ наносимых материалов, вес.%

Материал	Al	Mo	Zr	Nb	Co	Ti	cBN	Ni3Al	SiC	Ta
AlMoNbTaTiZr	28	15	12	15	-	20	-	-	-	10
cBNSiCNiAlCo	-	-	-	-	5	-	40	35	20	-

После HVOF в защитной атмосфере и последующей высокотемпературной ТМО композитного материала NiCrFeMo-AlMoNbTaTiZr-cBNSiCNiAlCo, его общая толщина составила 1,5 мм (толщина слоя AlMoNbTaTiZr составила 1 мм, слоя cBNSiCNiAlCo - 0,5 мм).

Комплексная обработка композитного материала (включающая ВМО+HVOF+ВТМО) приводит к существенному улучшению структуры слоев (рисунок 1 а,б), уменьшению пористости (с 2 до 0,1%) и увеличению адгезии и когезии на 200-230 %. Микротвердость композита составила: NiCrFeMo – 3,1 ГПа, AlMoNbTaTiZr – 8,7-9,3 ГПа, cBNSiCNiAlCo - 19,2-19,4 ГПа. Размер зерна в слоях композитного материала составил: AlMoNbTaTiZr – 53-97нм (рисунок 1 в); cBNSiCNiAlCo – 83-315 нм (рисунок 1 г).



а б в г

Рисунок 1 – Структура композитных материалов NiCrFeMo-AlMoNbTaTiZr-cBNSiCNiAlCo: (а) – сплав NiCrFeMo (1); граница раздела между сплавом NiCrFeMo и слоем AlMoNbTaTiZr (2); слой сплава AlMoNbTaTiZr (3), ×1000. (б) – слой AlMoNbTaTiZr (1); граница раздела между слоями AlMoNbTaTiZr и cBNSiCNiAlCo (2); слой сплава cBNSiCNiAlCo (3), ×1000. (в) – структура слоя AlMoNbTaTiZr ×100000. (г) – структура слоя cBNSiCNiAlCo ×10000.

Результаты рентгенофазового анализа показали, что при комнатной температуре исходное фазовое состояние слоя AlMoNbTaTiZr, представляет собой аустенитные фазы B2 и фазы BCC. Основные структурные составляющие упрочняющего слоя cBNSiCNiAlCo – BN с кубической решеткой, SiC с гексагональной решеткой, Ni3Al с кубической решеткой, Co с кубической решеткой.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-23-00074.

IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГРАФИТИЗАЦИИ АЛМАЗА В КОНТАКТЕ С ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫМ СПЛАВОМ Co-Cr-Fe-Ni-Ti С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЭМ

Березин М.А. *, Зайцев А.А., Логинов П.А., Романенко Б.Ю., Левашов Е.А.

Москва, Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г.Москва

** berezinmaximus@gmail.com*

С развитием технологий производства алмазного режущего инструмента (АРИ) растет актуальность исследований процессов взаимодействия алмазных частиц и металлических матриц. Предполагается, что использование в роли связки новых материалов, таких как высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), позволит улучшить эксплуатационные характеристики АРИ и повысить эффективность его применения. Взаимодействие между сплавами-связками и алмазом является ключевым фактором, определяющим адгезионную прочность закрепления алмазных зерен в металлоалмазных композитах. В связи с этим, изучение процесса графитизации алмазных зерен, находящихся в контакте со сплавами-связками, вызывает повышенный интерес у исследователей.

Графитизацией называется процесс перехода алмаза в графит при повышенных температурах. Графитизация не только ухудшает прочностные и абразивные свойства алмазных зерен, но и приводит к снижению эксплуатационных свойств металлоалмазных композитов [1, 2]. Такие факторы, как наличие дефектов в структуре алмаза, воздействие кислорода, воды или некоторых переходных металлов, служат причиной ускоренной графитизации, снижая термодинамическую стабильность поликристаллического алмаза. Известно, что переходные металлы, к которым относятся Co, Cr, Fe, Ni, являются катализаторами процесса графитизации из-за высокой степени сродства с углеродом [2].

В данной работе проведено исследование процесса графитизации алмазного зерна, находящегося в контакте с ВЭС на основе Co-Cr-Fe-Ni-Ti. Слой ВЭС наносили на поверхность алмазного монокристалл методом PVD, после чего была подготовлена электроннопрозрачная ламель с архитектурой «алмаз-ВЭС». Ламель подвергалась нагреву в колонне просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) в интервале температур от 200 до 900 °C с шагом 100 °C, а структурные изменения регистрировались in situ в как в процессе нагрева, так и при изотермических выдержках.

До 450 °C граница раздела алмаз-ВЭС представляет собой слой аморфного углерода толщиной около 5 нм. Выяснено, что процесс графитизации начинается при 450 °C и нелинейно ускоряется при дальнейшем повышении температуры. К 900 °C межфазная граница представляет собой слой графита и слой карбидов ($Cr_{23}C_6$, TiC) суммарной толщиной около 500 нм, что позволило провести кинетические оценки процесса. Формирующийся слой графита состоит из нанозерен с луковичной и волоконной структурой. На поверхности алмаза на расстоянии более 200 нм от межфазной границы обнаружены наноразмерные слои ВЭС на основе Co-Cr-Fe-Ni-Ti, формирующиеся по механизму поверхностной диффузии. Таким образом, было проведено in situ исследование процесса графитизации алмазного зерна, находящегося в контакте с ВЭС на основе Co-Cr-Fe-Ni-Ti, изучена стадийность и кинетика процесса. Наличие переходных металлов в составе ВЭС катализирует процесс графитизации алмаза, сопровождающийся структурными изменениями на межфазной границе, максимально проявляющимися при температуре 900 °C.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-79-10144.

Список используемой литературы:

[1] B.B. Bokhonov, D.V. Dudina, M. Sharafutdinov // Diam. Relat. Mater. 2021. V. 118 # 108563.

[2] X. Sha, W. Yue, H. Zhang et al. // J. Mater. Sci. Technol. 2020. V. 43. P. 64-73.

РОЛЬ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ В УПРОЧНЕНИИ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Ti–48Al–2Cr–2Nb ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКОЙ ЭЛЕКТРОДОМ Zr705

Замулаева Е.И. *, Купцов К.А., Петржик М.И., Муканов С.К., Левашов Е.А.

Университет науки и технологий МИСИС, г.Москва

**zamulaeva@gmail.com*

В работе изучено влияние газовой среды (Ar, C_2H_4, N_2) на состав, структуру, механические и трибологические свойства покрытий, полученных по технологии электроискровой обработки (ЭИО) в вакуумной камере модернизированной установки УВН-2М [1]. Обработку поверхности пластины из титанового сплава Ti–48Al–2Cr–2Nb, выращенной по технологии селективного лазерного сплавления (СЛС),

проводили вращающимся электродом марки Zr705. Преимуществом технологии ЭИО является высокая адгезия покрытия с подложкой в результате локального плавления и взаимодействия элементов подложки, электрода и газовой среды в дуге импульсного разряда [2]. Ранее ЭИО была опробована для упрочнения и выглаживания поверхности изделий из СЛС- титанового сплава ВТ6 [3].

Установлено, что в среде Ar образуется сплошное однородное покрытие толщиной ~ 50 мкм со структурой твердого раствора β-Zr, низким модулем упругости (E=83 ГПа), твердостью (H=6,2 ГПа), которые определены методом измерительного индентирования [4]. Толщина покрытий, осажденных в средах C_2H_4 и N_2 составляет 25-35 мкм. В среде C_2H_4 формируется покрытие на основе твердого раствора β-Zr, в которой распределены зерна двойного карбида (Zr,Ti)C и фазы Лавеса h-Zr_2Al, характеризующееся твердостью (H=10,6 ГПа) и модулем Юнга (E=144 ГПа). В среде N_2 формируется двуслойное покрытие (Рисунок 1а) на основе TiAl во внутреннем и $TiAl_3$ в верхнем слое покрытия, упрочненное зернами двойного нитрида (Ti,Zr)N. Доля мелких зерен (Ti,Zr)N вблизи поверхности до глубины 5-7 мкм больше и плотность их распределения выше, чем в глубине покрытия. Это покрытие по сравнению с покрытиями, полученными в среде Ar и C_2H_4, а также с подложкой, проявляет низкий (0,12) коэффициент трения и износ (Рисунок 1б,в), повышенную твердостью (H= 14,6 ГПа) и модуль Юнга (E=240 ГПа).

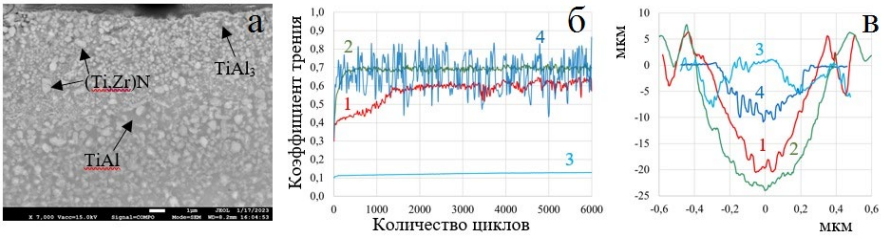


Рисунок 1 – Приповерхностная микроструктура покрытия, полученного при ЭИО в атмосфере азота (а), зависимости к.т. от количества циклов (б) и профили бороздок износа (в) для покрытий в среде Ar (1), C_2H_4 (2) и N_2 (3) и исходной подложки (4)

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект 0718-2020-0034).

Список используемой литературы:

[1] K.A. Kuptsov, A.N. Sheveyko, E.I. Zamulaeva et al. // Mater. Des. 2019. V.167. pp. 107645

[2] R.N. Johnson, G. L. Sheldon // J. Vac. Sci. Technol. 1986. V.4. pp. 2740–2746

[3] S.K. Mukanov, A.E., Kudryashov, M.I. Petrzhik // Inorg. Mater. Appl. Res. 2022. V.13. pp. 732–739

[4] M.I. Petrzhik, E.A. Levashov // Crystallogr. Rep. 2007, Vol. 52, No. 6, pp. 966–974.

РЕГУЛИРОВАНИЕ КОНТРАСТИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ НАНОЧАСТИЦ СОСТАВА Fe_3O_4@ZnO В МЕТОДЕ МРТ ПУТЁМ ИЗМЕНЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ОБОЛОЧКИ ZnO

Ткаченко Д.С.*, Желтова В.В., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М.

Санкт-Петербургский государственный университет, г.Санкт-Петербург,

** dmitry.tka12@gmail.com*

Наночастицы магнетита (Fe_3O_4) благодаря своей биосовместимости и суперпарамагнитным характеристикам являются одним из наиболее перспективных материалов для создания Т2-контрастных агентов для МРТ. Однако применение наночастиц Fe_3O_4 в медицине до сих пор сдерживается из-за характерного для них окисления поверхности. В связи с этим появляется необходимость стабилизации наночастиц магнетита, например, путём создания вокруг них защитной оболочки. Тем не менее, создание наночастиц типа «ядро-оболочка» приводит к изменению свойств ядра Fe_3O_4. Ответ на вопрос, каким образом параметры оболочки ZnO влияют на магнитные свойства наночастиц Fe_3O_4@ZnO, определил направление данной работы.

Как синтез ядер Fe_3O_4, так и последующее получение наночастиц Fe_3O_4@ZnO велось методом осаждения. Для регулирования толщины и степени кристалличности оболочки ZnO был разработан оригинальный подход, основанный на варьировании количества и порядка введения реагентов в реакционную смесь, а также температуры синтеза. Все образцы были охарактеризованы комплексом химических и физико-химических методов, включая РФА, ИК-спектроскопию, ПЭМ высокого разрешения, определение удельной поверхности методом БЭТ, спектроскопию поглощения и отражения, а также РФЭС и СКР.

Для изучения влияния образования оболочки на свойства наночастиц Fe_3O_4@ZnO были проведены Мёссбауэровская спектроскопия, исследование магнитных свойств, эксперимент МРТ *in vitro* и компьютерное моделирование. Для моделирования ансамбля наночастиц

под воздействием магнитного поля была реализована модель, которая представляет собой наночастицы в узлах кубической решётки, имеющие случайно направленную ось намагничивания, с наложенными периодическими граничными условиями во внешнем поле. Для описания взаимодействия моментов использовалось классическое уравнение диполь-дипольного взаимодействия.

Результаты комплексного исследования полученных наночастиц показали, что оболочка ZnO приводит к появлению промежуточных слоёв в ядре Fe_3O_4. Структура Fe_3O_4@ZnO может быть описана как «магнетит — маггемит — гётит — оксид цинка», что подтверждается и результатами проведённого компьютерного моделирования. Эксперимент МРТ *in vitro* выявил уменьшение времени релаксации T2 с увеличением плотности оболочки ZnO. Таким образом, была показана возможность управляемого получения стабилизированных наночастиц Fe_3O_4@ZnO типа «ядро-оболочка». Благодаря этому становится возможным тонкое регулирование магнитных свойств наночастиц, что может найти применение в контрастировании при проведении МРТ.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ №23-23-00220, https://rscf.ru/project/23-23-00220/. Автор выражает благодарность ресурсным центрам «Рентгенодифракционные методы исследования», «Магнитно-резонансные методы исследования», «Методы анализа состава вещества», «Инновационные технологии композитных наноматериалов», «Физические методы исследования поверхности», «Оптические и лазерные методы исследования» Научного парка СПбГУ.

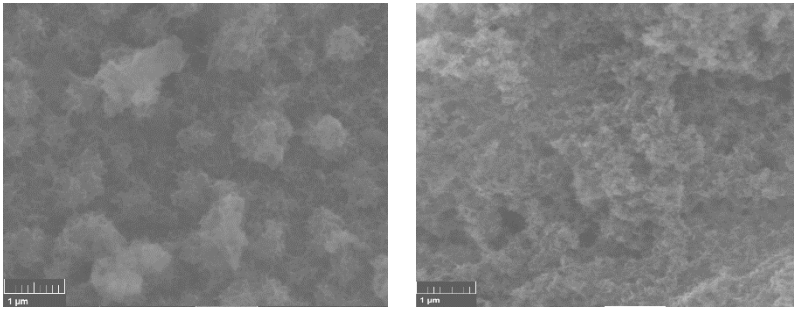
ЖИДКОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ ПОРИСТЫХ ПЛЕНОК ОКСИДА МАРГАНЦА КАК ЭЛЕКТРОАКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СУПЕРКОНДЕНСАТОРОВ

Лобинский А.А. *, Канева М.В.
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, г.Санкт-Петербург
** lobinski.a@mail.ru*

Оксиды марганца, в частности MnO_2, являются эффективными электродными материалами для химических источников тока, поскольку обладают высокой теоретической удельной емкостью и стабильностью, а также хорошей устойчивостью в различных средах. Тем не менее, полученные удельные емкости чистого MnO_2 намного ниже теоретического значения, что, вероятно, связано с низкой площадью

активной поверхности, плохой проводимостью, а также низким коэффициентом диффузии ионов. Среди множества способов повышения емкостных характеристик электродного материала MnO_2 перспективным считается увеличение его удельной поверхности путем регулирования размера пор и распределения по размерам, что может обеспечить лучший межфазный контакт между электродом и электролитом [1].

В представленной работе пористые пленки оксида марганца были получены жидкофазным методом в условиях послойной химической сборки из водных растворов перманганата калия и ДМСО. Морфология, а также фазовый и химический состав полученных пленок были охарактеризованы методами СЭМ, РФА, РФЭС и ИК-спектроскопии. Была показана возможность контролируемого изменения морфологии получаемых соединений путем изменения концентрации реагентов и числа циклов обработки с целью получения оптимальных электрохимических характеристик.



а б

Рисунок 1 – Микрофотографии СЭМ пленок оксида марганца, полученных при различных условиях синтеза (а - ДМСО; б - ДМСО/H_2O).

Электроды на основе пеноникеля и с нанесенными пленками пористого оксида марганца показали высокие характеристики по удельной емкости (628 Ф/г при плотности тока 1 А/г) и электрохимической стабильности (98% от исходной емкости после 1000 циклов заряда-разряда), как в нейтральных, так и в щелочных электролитах. Полученные результаты позволяют предположить, что синтезированный таким способом MnO_2 может быть перспективным электродным материалом для суперконденсаторов благодаря своей мезопористой структуре с развитой мофологией.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки

молодых российских ученых - кандидатов наук (номер гранта МК-3864.2022.1.3)

Список используемой литературы:

[1] C. Julien, A. Mauger. Nanostructured MnO_2 as electrode materials for energy storage. Nanomaterials 7 (2017), 396.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА ПОВЕРХНОСТЬ КАРБИДА ВАНАДИЯ В ПРОЦЕССЕ КАРБИДИЗАЦИИ

Кочанов Г.П., Ковалев И.А.*, Рогова А.Н., Шевцов С.В., Костиков И.А., Огарков А.И., Чернявский А.С., Солнцев К.А.

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

* *vankovalskij@mail.ru*

Карбид ванадия широко используется в промышленности благодаря своим высокотехнологическим свойствам, среди которых высокая прочность, тугоплавкость, стойкость к термическим и химическим воздействиям и износу [1]. Основным методом производства таких материалов является классическая порошковая технология, однако получение карбидов с помощью подхода окислительного конструирования (*ОК*) позволяет добиться более высокой чистоты материалов [2,3].

Процесс карбидизации проводили резистивным нагревом лент ванадиевого проката в атмосфере смеси углеводорода и инертного газа. Образцы подвергали двуступенчатому нагреву до 1900 °С с последующим поднятием температуры до 2100 °С. Полученные материалы изучили и выявили, что в результате двуступенчатого нагрева скорость нагрева образца снижается почти в 2 раза, что способствует уменьшению углеродного слоя и проявлению границ кристаллов карбида на поверхности материала.

Формирование керамики протекает через образование слоистых гетероструктур с разным содержанием углерода. Морфологически четко определяются поликристаллические карбидные слои разной толщины, размеров кристаллитов и состава. Конечным продуктом реакции является высший карбид. В ходе реакции свободный углерод, выделяющийся на поверхности образца, поглощается металлом с образованием карбида, стехиометрия которого соответствует количеству поглощенного углерода.

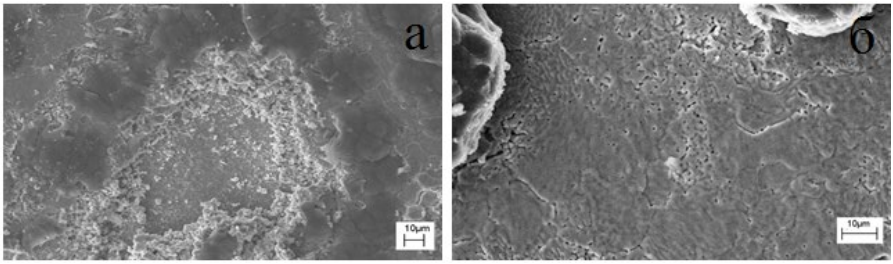


Рисунок 1 – Поверхность образцов карбида ванадия (*а* - при одноступечатом нагреве до 2100 °С; *б* - при двуступенчатом нагреве до 1900 и 2100 °С)

Исследование проведено по государственному заданию № 075-01176-23-00 ИМЕТ РАН.

Список используемой литературы:

[1] Ashby M. F., Jones D. R.H. Engineering Materials I: An introduction to properties, applications and design // Department of Engineering, University of Cambridge, UK. 2005. P.424

[2] Солнцев К. А., Шусторович Е. М., Буслаев Ю. А. Окислительное конструирование тонкостенной керамики // Доклады академии наук, – 2001. Т. 378. № 4. С. 492-499.

[3] Кочанов Г.П. и др. Синтез высокотемпературной керамики на основе карбида ниобия прямой карбидизацией ниобия. М.: Неорганические материалы, 2021, том 57, № 10, с. 1138–1143.

ОСОБЕННОСТИ МАССОПЕРЕНОСА, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ НА ТУГОПЛАВКИХ СПЛАВАХ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ЭЛЕКТРОДОВ $ZrSi_2$ - $MoSi_2$ - ZrB_2 И $HfSi_2$ - $MoSi_2$ - HfB_2

Кудряшов А.Е.*, Замулаева Е.И., Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Муканов С.К., Петржик М.И., Левашов Е.А.

Университет науки и технологий МИСИС, г.Москва

** aekudr@yandex.ru*

Для энергетических установок перспективными материалами являются тугоплавкие сплавы на основе ниобия, молибдена и хрома [1]. Для защиты от окисления в процессе эксплуатации, на детали из данных сплавов наносят защитные покрытия.

Целью данной работы являлось изучение особенностей формирования электроискровых покрытий на подложках из тугоплавких

сплавов при применении электродов $ZrSi_2$ - $MoSi_2$ - ZrB_2 и $HfSi_2$ - $MoSi_2$ - HfB_2, а также исследование структуры, состава и свойств сформированных покрытий.

В качестве подложек использовали образцы из ниобия Нб-1, молибдена Мч-1 и малолегированного хромового сплава ВХ1-17А (ВХ-2У). Нанесение покрытий проводили на установках «Alier 303-Metal» и «Alier 30-Metal» в ручном режиме, при варьировании энергии единичных импульсных разрядов (Е) в диапазоне 0,05-0,26 Дж. Обработку проводили в специальной ванне в среде аргона, а также азота, при подключении прямой (электрод-анод «+»; подложка-катод «-») и обратной полярности.

Для оценки характера взаимодействия между расходуемым электродом и подложкой был рассчитан критерий Палатника (τ_a/τ_k) [2]. Значения критерия Палатника для различных подложек (Nb, Cr, Mo) приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Значения критерия Палатника (τ_a/τ_k)* для различных материалов

№	Электрод	Материал подложки		
		Nb	Cr	Mo
1	$ZrSi_2$-$MoSi_2$-ZrB_2	0,46	0,92	0,18
2	$HfSi_2$ - $MoSi_2$ - HfB_2	0,56	1,11	0,21

* - τ_a, τ_k характерное время образования очагов плавления и интенсивного испарения на аноде и катоде

Выявлено, для всех материалов подложек отношение $\tau_a/\tau_к \sim 1$, что означает возможность формирования покрытий в виде сплава анода и катода (подложки), что будет обеспечивать высокую адгезию формирующихся покрытий [2].

Установлен оптимальный энергетический режим обработки тугоплавких сплавов - Е=0,05 Дж, характеризующийся минимальной шероховатостью (параметр Ra) сформированных покрытий. Показано, что применение технологии электроискрового легирования и электродов $ZrSi_2$ - $MoSi_2$ - ZrB_2 и $HfSi_2$ - $MoSi_2$ - HfB_2 способствует повышению твердости, износо- и жаростойкости тугоплавких сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках проекта РНФ № 23-49-00141.

Список используемой литературы:

[1] О.Г. Оспенникова, В.Н. Подъячев, Ю.В. Столянков // Труды ВИАМ. 2016, 46 (10).

[2] А.Е. Гитлевич, В.В. Михайлов, Н.Я. Парканский и др. Электроискровое легирование металлических поверхностей. Кишинев: Штиинца, 1985.

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ Hf–Si–Mo–B, ОСАЖДЁННЫХ НА ТУГОПЛАВКИЕ ПОДЛОЖКИ МЕТОДАМИ ЭИО И ВИМР

Замулаева Е.И.*, Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Кудряшов А.Е., Петржик М.И., Погожев Ю.С., Левашов Е.А.
Университет науки и технологий МИСИС, г.Москва
** zamulaeva@gmail.com*

Современному энергетическому сектору требуются материалы, способные работать в условиях высоких температур, при которых традиционные никелевые сплавы применяться не могут. Перспективным направлением исследований считается разработка композиций на основе тугоплавких металлов, которые сохраняют прочность вплоть до 1300-2500 °C. Для решения данной задачи подходят молибден и ниобий, а также хром [1]. Увеличить ресурс работы деталей из сплавов на основе данных металлов возможно путем нанесения защитных покрытий. В работе [2] комбинированный способ нанесения покрытий, сочетающий технологии электроискровой обработки (ЭИО) и магнетронного напыления, позволил повысить стойкость к окислению жаропрочного никелевого сплава в 12 раз.

Целью данной работы являлось сравнение структуры, состава и свойств покрытий, полученных по технологиям ЭИО и высокомощного импульсного магнетронного распыления (ВИМР), на тугоплавких металлах (Nb, Mo, Cr) при использовании электрода/мишени состава HfB_2-$HfSi_2$-$MoSi_2$-Si.

В качестве подложек использовали образцы из ниобия Нб-1, молибдена Мч-1 и малолегированного хромового сплава ВХ1-17А (ВХ-2У). ЭИО проводилась в среде аргона на установке Alier 303 Metal. Для ВИМР применялась установка УВН-2М, оснащённая магнетроном и ионным источником.

Проведен комплекс исследований структуры, состава и свойств покрытий методами рентгеноструктурного фазового анализа, оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда, микрорентгеноспектрального анализа, просвечивающей электронной микроскопии. Основными фазами электроискровых покрытий являются: $NbSi_2$ и $NbSi_3$ на подложке ниобия Нб-1, $MoSi_2$ на подложке молибдена

Мч-1 и Cr_5Si_3 на подожке хрома ВХ1-17А. Толщина ЭИ-покрытий составила 6-10 мкм. ВИМР-покрытия характеризуются аморфной структурой и толщиной ~ 6 мкм. Установлено, что ЭИ-покрытия характеризуются более высокой твёрдостью (H=16,9-24,0 ГПа) и модулем Юнга (E=285-422 ГПа), чем ВИМР покрытия (H=12,7 ГПа, E= 224 ГПа). На поверхности ЭИ-покрытий имеются трещины, связанные с усадкой свежеосажденного материала при охлаждении. Бездефектное ВИМР-покрытие повторяет морфологию поверхности, на которую происходит распыление. Поэтому последовательное осаждение двухслойного ЭИО+ВИМР покрытия способствует повышению жаростойкости и износостойкости тугоплавких металлических подложек.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках проекта РНФ № 23-49-00141.

Список используемой литературы:

[1] О.Г. Оспенникова, В.Н. Подъячев, Ю.В. Столянков. Труды ВИАМ. 2016. 46 (10) 56-64.

[2] Ф.В.Кирюханцев-Корнеев, А.Е. Кудряшов, А.Н. Шевейко и др. Письма о материалах. 2020. 10 (4) 371-376.

МЕТОД УЛУЧШЕНИЯ БИОАКТИВНЫХ И БАКТЕРИЦИДНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Попова А.Д. [1], Шевейко А.Н. [1], Глушанкова Н.А. [2], Игнатов С.Г. [3], Штанский Д.В. [1]

[1] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г.Москва*

[2] *ФГБУ Нмиц онкологии им. Н.Н. Блохина Минздрава России, г.Москва*

[3] *Государственный научный центр прикладной микробиологии и биотехнологии, г.Оболенск, Московская область*

m2003076@edu.misis.ru

Асептическая нестабильность эндопротеза вследствие инфекции и недостаточного уровня остеоинтеграции являются основными послеоперационными проблемами ортопедических имплантатов, приводящие к осложнениям [1]. Известны различные способы, позволяющие улучшать характеристики биоактивности и бактерицидности с целью предотвращения указанных проблем. С помощью метода плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО) возможно получение модифицированной поверхности с развитым микрорельефом и разветвленной системой пор, необходимой для

эффективной остеоинтеграции, а также введение в покрытие из электролита бактерицидных/биоактивных элементов [2].

Цель исследования: разработать биоактивное покрытие, обладающее при этом антибактериальными свойствами.

Методом ПЭО на поверхности титановых пластин получено многокомпонентное покрытие, содержащие как биоактивные элементы (Ca, P, Si) так и бактерицидный компонент (Cu). Структура покрытия была изучена с использованием электронного микроскопа Hitachi S-3400N. По результатам анализа спектров высокого разрешения РФЭС определено химическое состояние поверхности. С целью определения способности клеток остеобластов к пролиферации, адгезии и дифференцировке на поверхность образцов высаживалась клеточная культура MC3T3-E1. Антибактериальная и противогрибковая активность покрытия в отношении штаммов *S. aureus* CSA154, *E. coli* U20/K621, *N. crassa* была определена по изменение концентрации КОЕ после инкубирования суспензии в термостате.

Покрытия характеризуются однородным составом и пористой структурой, влияющей на адгезию и дифференцировку клеток. Методом спектроскопии комбинационного рассеяния было подтверждено, что на поверхности идет образование преимущественно фаз рутила и анатаза. С помощью исследований in vitro было выявлено, что полученное покрытие не является токсичным, не инициирует изменения субпопуляционного состава иммунных клеток. Также показано, что после выдержки в течение 14 часов в растворе, имитирующем внутреннюю среду человека, доля кристаллических образований увеличивается, фаза на основе кальция и фосфора плотным слоем покрывает поверхность образца, что свидетельствует о биоактивности покрытия. Доказано, что введение функциональных элементов улучшает пролиферацию клеток остеобластов MC3T3-E1 и минерализующую способность оксидных покрытий. Покрытия оказывают сильное антибактериальное действие в отношении золотистого стафилококка и кишечной палочки, а также препятствуют образованию биопленки.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ 20-19-00120-П.

Список используемой литературы:

[1] Li, C., Ojeda-Thies, C., Renz, N., Margaryan, D., Perka, C., & Trampuz, A. The global state of clinical research and trends in periprosthetic joint infection: A bibliometric analysis // International Journal of Infectious Diseases. 2020. Vol. 96. P. 696-709.

[2] B. Makurat-Kasprolewicz, A. Ossowska, Recent advances in electrochemically surface treated titanium and its alloys for biomedical

applications: A review of anodic and plasma electrolytic oxidation methods, Mater. Today Commun. 34 (2023) 105425.

ЗАВИСИМОСТЬ ХАРАКТЕРА АДСОРБЦИИ МОЛЕКУЛ ОКСИДА АЗОТА (NO) НА ПОВЕРХНОСТИ КЛЕСТЕРОВ НИКЕЛЯ (Ni), ОСАЖДЕННЫХ НА ПЛЕНКУ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ОТ РАЗМЕРА КЛАСТЕРА

Магкоев Т.Т. [1]*, Men Y. [2], Wang J. [2], Behjatmanesh-Ardakani R. [3], Elahifard M. [3]

[1] ФГБОУ ВО «Северо-Осетинский государственный университет им. К.Л. Хетагурова», г.Владикавказ

[2] Shanghai University of Engineering Science, Shanghai, China

[3] Ardakan University, Iran

** tt.magkoev@nosu.ru*

Характер адсорбции и возможного превращения молекул на поверхности конденсированной среды зависит от ее природы, атомной структуры, морфологии, электронного состояния. Это позволяет управлять молекулярными процессами на поверхности посредством изменения ей свойств, что является актуальным, в частности, с точки зрения гетерогенного катализа. В этом отношении, топология конденсированной среды, представляющей собой наноразмерные кластеры металла, нанесенные на поверхность оксида металла, имеет ряд преимуществ, за счет возможности варьирования природы и размера кластера, структуры оксидной подложки, особенностей межфазной границы раздела металл/оксид. В связи с этим, целью настоящей работы являлось установление характера адсорбции молекул NO на поверхности кластеров Ni разного размера, нанесенных in-situ на пленку оксида алюминия со структурой альфа-Al_2O_3(1000), сформированной на кристалле Mo(110) в условиях сверхвысокого вакуума. Для этого использовано сочетание экспериментальных и теоретических методов исследования. В качестве первых использованы методы Оже-, Рентгеновской и ультрафиолетовой фотоэлектронной спектроскопии (ЭОС, РФЭС, УФЭС), спектроскопии обратного рассеяния ионов низкой энергии (СОРИНЭ), инфракрасной Фурье-спектроскопии (ИКФС); теоретические исследования проведены методом функционала плотности с применением пакета ASE-SIESTA.

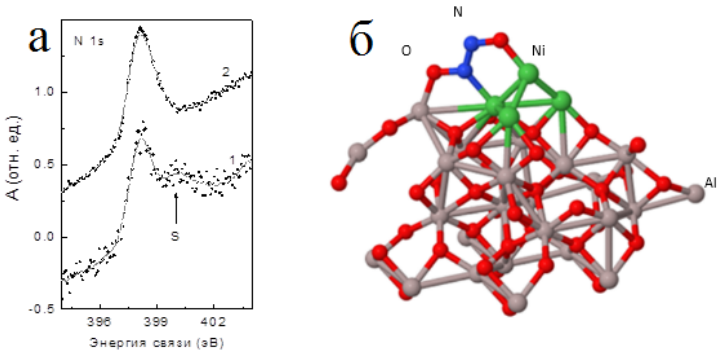


Рисунок 1 – (а) спектр РФЭС N 1s; (б) расчетная модель димера $(NO)_2$ на кластере Ni_4

На Рисунке 1а приведены РФЭС линии N 1s при адсорбции NO на поверхности кластеров Ni с эффективным размером 2 нм и 20 нм (спектры 1 и 2, соответственно). Наличие сателлита встряски S в первом случае, обусловленного экранированием образующейся в результате фотоэмисси дырки на одной молекуле NO валентным электронным зарядом соседней молекулы NO, указывает на то, что молекулы NO адсорбируются в виде димеров $(NO)_2$. Данное обстоятельство иллюстрируется и результатами расчетов равновесной структуры системы $NO/Ni/Al_2O_3$ в случае сверхмалых кластеров Ni (Рисунок 1б). В случае кластеров большего размера формирование $(NO)_2$ димеров не наблюдалось. Это указывает на размерную зависимость адсорбционных свойств кластеров Ni и, как следствие, на возможность управления процессами молекулярных превращений на поверхности металлооксидной системы посредством варьирования размера кластера.

Исследование проведено в рамах госзадания СОГУ (код научной темы FEFN-2021-0005).

МОДЕЛЬ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУР ПРИ ЗАКАЛКЕ РЕЛЬСОВ

Сарычев В.Д., Филяков А.Д.*
[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк*
**filyakov.1999@mail.ru*

В данной работе предложена математическая модель закалки рельсов, включающая расчет температур при свободном и принудительном охлаждении.

Для разработки новых видов продукции, в том числе рельсов из бейнитных марок стали и перспективах использования тепла прокатного нагрева, необходим комплекс исследований по оптимизации текущего оборудования, применяемого для термической обработки рельсов. Этот комплекс исследований включает блок по математическому моделированию процессов закалки рельсов, в частности, распределения температур.

Задач распределения температур в рельсе в процессе закалки рассматривалась в одномерной и двумерной постановках. При одномерной геометрии, когда считается, что температура зависит от времени и только от глубины, анализ экспериментальной кривой охлаждения показывает, что существует два режима охлаждения: первый - кривая является выпуклой и быстро спадает и реализуется скорость охлаждения 7 °С/с, во втором режиме скорость охлаждения составляет 2 °С/с.

Для математического моделирования использовались граничные учитывающие смену механизма охлаждения разными коэффициентами теплоотдачи, которые были определены при сравнении экспериментальных и расчетных зависимостей температуры от времени в определенной точке.

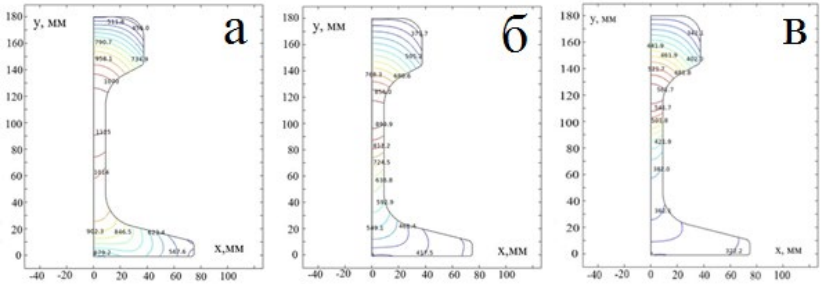


Рисунок 1 – Распределение температур (К) в рельсе на этапе принудительного охлаждения: а) 50 с; б) 100 с; в) 150 с

Двумерная тепловая задача распадается на два этапа**:** принудительного охлаждения движущимся воздухом и охлаждение в спокойном воздухе. В первом случае решается сопряженная задача теплообмена, включающая уравнения Навье-Стокса и конвективной теплопроводности для воздушного потока, переноса тепла в рельсе с граничными условиями сопряжения (создан проект в Comsol Multiphisic). На втором этапе решается только тепловая задача для рельса с граничными условиями выражаются через коэффициент теплоотдачи. В результате моделирования получено распределение температуры в рельсе в

различные моменты времени на участках принудительного охлаждения и самопроизвольного остывания. Установлено, что снижение температуры поверхностных слоев головки рельсов идет с большей скоростью, чем в центральных частях. Этот факт дает качественное объяснение формированию неравновесных структурно-фазовых состояний в разных слоях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10229).

ПРОЦЕССЫ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ В МЕДНОЙ ПОДЛОЖКЕ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ

Будовских Е.А., Филяков А.Д.*
[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк*
** filyakov.1999@mail.ru*

Методами световой и растровой электронной микроскопии выявлено, что при электровзрывном нанесении покрытия системы W-Au на медную подложку в зоне термического влияния происходит растрескивание по границам зерен с заполнением трещин материалом взрываемого проводника (золотой фольги и вольфрамового порошка).

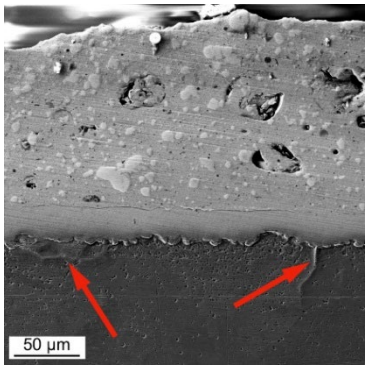


Рисунок 1 – Прямой шлиф образца меди с покрытием системы W-Au; красными стрелками обозначены трещины в материале подложки

Растрескивание меди по границам зерен происходит из-за их ослабления примесями в условиях ударного воздействия сверхзвуковой плазменной струи на поверхность, сопровождающегося интенсивным

нагревом и радиальным растеканием плазмы от центра зоны обработки к ее периферии при натекании струи на поверхность.

Данный процесс можно представить следующим образом. Известно, что медь имеет низкую растворимость кислорода, вследствие чего при кристаллизации слитка по границам зерен образуются хрупкие оксидные частицы Cu_2O. При импульсном нагреве в условиях ударного воздействия сверхзвуковой плазменной струи на поверхность медных образцов оксидные включения становились источником зародышевых микротрещин.

Доходя до тройных стыков зерен, трещины испытывают ветвление, а на стадии охлаждения под действием нормальных растягивающих напряжений – дополнительный рост

Параллельно с механическими процессами образующиеся трещины под действием тыла гетерогенной (многофазной, содержащей помимо ионизированной газовой фазы конденсированные частицы электровзрывного разрушения проводника) струи заполняются материалом взрываемого проводника.

Стоит отметить большую глубину зоны растрескивания и проникновения материала проводника по границам зерен. Эта особенность электровзрывной обработки требует специального анализа.

Работа выполнена в рамках государственного задания 0809-2021-0013.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНА И СТАЛИ С УГЛЕРОДНЫМ ПОКРЫТИЕМ ПОСЛЕ НАНОСЕКУНДНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

Манохин С.С. [1], Неласов И.В. [1], Токмачева-Колобова А.Ю. [1],
Поплавский А.И. [2], Колобов Ю.Р. [1,3]*
[1]*ФИЦ ПХФ и МХ РАН, г.Черноголовка*
[2]*НИУ БелГУ, г.Белгород*
[3]*МГУ имени М.В. Ломоносова, г.Москва*
* *kolobov@icp.ac.ru*

В докладе рассматривается использование лазерного излучения наносекундной длительности для модификации поверхности материалов на глубину, сравнимую с диаметром лазерного луча, при достаточной энергии пучка с целью улучшения механических свойств приповерхностных слоев исследуемых материалов. Известно, что ударно-волновое воздействие лазерных импульсов может быть использовано в

качестве технологического приема, получившего название «лазерной ковки».

Первая часть доклада посвящена изучению влияния лазерного облучения на микроструктуру и усталостную прочность технически чистого титана (сплав ВТ1-0) медицинского применения, а вторая часть исследованию влияния лазерных импульсов на структуру, фазовый состав и трибологические свойства углеродных алмазоподобных покрытий на поверхности стали. Опытные образцы сплава ВТ1-0 в исходном состоянии имели рекристаллизованную структуру с размером зерен порядка 2-3 μm. При выбранном режиме лазерного облучения под слоем воды общая площадь поверхности, занятая перекрывающими друг друга кратерами, составляла порядка 80%. Это свидетельствует об эффективности применяемого метода лазерного облучения для обработки реальных изделий. Результаты усталостных испытаний (с построением кривых Велера) показали, что образцы после наносекундной лазерной обработки выдерживали значительно (почти вдвое) большее напряжение в цикле при одинаковом количестве циклов до разрушения по сравнению с исходным состоянием без лазерной обработки. Установлено, что модифицированный приповерхностный слой толщиной порядка 1-3 мкм, сформировавшийся в процессе плавления и последующей кристаллизации после наносекундного лазерного облучения, имеет микроструктуру, характеризующуюся формированием вытянутых в направлении, соответствующем максимальному теплоотводу, пластинчатых кристаллитов шириной около 300 нм и длиной 2-3 мкм, вытянутых

Исследовано влияния обработки наносекундными лазерными импульсами на структурно-фазовый состав и трибологические свойства углеродных алмазоподобных покрытий, нанесенных на поверхность стали марки 10Х18Н10Т методом импульсного вакуумно-дугового напыления. Такие покрытия широко используются в качестве защитных на поверхности изделий, благодаря их высокой твердости, износостойкости, химической инертности и изоляционным свойствам, близким к алмазу. Показано, что лазерное воздействие позволяет изменять структурно-фазовое состояние исследуемых покрытий. При этом лазерная обработка поверхности почти на порядок величины повышает характеристики износостойкости в сравнении с традиционными способами обработки поверхности методами импульсного вакуумно-дугового напыления. Установлено, что данный эффект связан с изменением структурно-фазового состояния углеродного покрытия, полученного методом импульсного вакуумно-дугового распыления, в результате лазерного облучения.

В третьей части доклада с использованием метода молекулярной динамики проведено исследование взаимодействия молекул кислорода с поверхностью ОЦК железа. Моделирование проводилось в программном пакете LAMMPS с использованием потенциалов межатомного взаимодействия. Из анализа данных молекулярно-динамического моделирования был сделан вывод о локализации процесса диссоциации молекул кислорода при ее взаимодействии с поверхностью железа. Анализ результирующей атомарной системы проводился в программном пакете OVITO.

Данная работа в части, связанной с исследованием структуры, выполнена при финансовой поддержке Гос. задания, № госрегистрации АААА-А19-119022690098-3, АААА-А19-119111390022-2, в части, связанной с компьютерным моделированием при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-13-00324).

Список используемой литературы:

[1] Yu. R. Kolobov, S. S. Manokhin, A. Ya. Kolpakov et al //Russian Physics Journal. 2021. Vol. 64. No. 6 pp 611-623.

[2] Yu.R. Kolobov, S.S. Manokhin, V.I. Betekhtin// Technical Physics. 2022. Т. 48. №. 1. pp 56-59.

[3] Макарян И. А. и др. //Научный журнал российского газового общества. 2020. №. 1. С. 24.

[4]. Thompson A. P. et al. //Computer Physics Communications. 2022. Т. 271. С. 108171.

[5]. Tran R. et al. //Scientific data. 2016. Т. 3. №. 1. С. 1-13.

[6]. Hirel P. //Computer Physics Communications. 2015. Т. 197. С. 212-219.

[7] Wen Y. N., Zhang J. M. //Computational materials science. 2008. Т. 42. №. 2. С. 281-285.

[8] Stukowski A. //Modelling and simulation in materials science and engineering. 2009. Т. 18. №. 1. С. 015012

СЕКЦИЯ 3

Объемные наноматериалы

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

Приглашенный доклад

ВЛИЯНИЕ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АМОРФНОЙ ФАЗЫ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ И ДЕФОРМАЦИИ

Абросимова Г.Е.
Институт физики твердого тела им. Ю.А.Осипьяна Российской академии наук, г.Черноголовка
gea@issp.ac.ru

Свойства аморфных сплавов (или металлических стекол) существенно зависят от структуры аморфной фазы и, в частности, от содержания свободного объема. Металлические стекла чаще всего получают методом скоростной закалки расплава, скорость охлаждения при этом составляет ~10°C/сек. Структура закаленной ленты является неравновесной, металлическое стекло наследует структуру жидкости. Поскольку плотность расплава меньше плотности соответствующего кристаллического материала, закаленный аморфный сплав содержит значительный избыточный атомный объем, получивший название «свободный объем». Свободный объем является одним из наиболее важных понятий, широко используемых для описания и количественной оценки большинства свойств аморфных материалов, таких как вязкость, внутреннее трение, стеклование, диффузионная подвижность, электросопротивление, наведенная магнитная анизотропия и др. Свободный объем может быть распределен в аморфной фазе более-менее равномерно или присутствовать в виде мелких пор размером с наименьший атом в структуре (рис. 1). Чем больше доля свободного объема, тем легче происходят перестройки структуры.

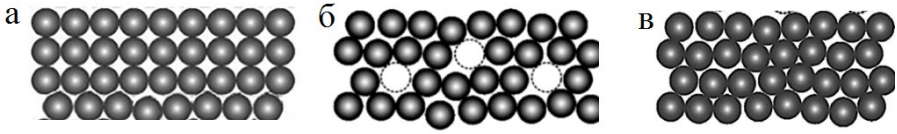


Рисунок 1 – Схема кристаллической структуры (*a*) и аморфной структуры, в которой свободный объем находится в виде квазивакансий (b) или равномерно распределен (c)

При структурной релаксации количество свободного объема уменьшается, при пластической деформации растет (Рис. 1c). Одним из

способов оценки свободного объема может служить анализ кривых рассеяния рентгеновских лучей исходными, релаксированными или деформированными образцами. Положение диффузного максимума на рентгенограммах позволяет определить кратчайшее расстояние между атомами в аморфной фазе. Сдвиг основного диффузного максимума свидетельствует об изменении расстояния между атомами.

Исследования проводились на широкой группе аморфных сплавов на основе металлов с разными упругими характеристиками: Al-Y, Al-TM-RE (TM = Ni, Co; RE = Y, Gd), Fe-Si-B, Co-Si-B-Fe-Nb, Pd-Ni-P, Zr-Cu-Al-Fe. Образцы подвергались изотермическим отжигам и деформации методами многократной прокатки, кручения под высоким давлением и барической обработки. При термообработке доля свободного объема уменьшается, при деформации растет. Показано, что при всех использованных способах деформации происходит образование полос сдвига, приводящих к появлению ступенек на поверхности образцов. Образовавшиеся полосы сдвига являются зонами повышенного свободного объема (пониженной плотности) и характеризуются увеличением кратчайшего расстояния между атомами; величина сдвига диффузного максимума на рентгенограммах зависит от степени деформации и физических констант материала (модуля Юнга, модуля сдвига).

Приглашенный доклад

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ В СТРОИТЕЛЬСТВЕ СКВАЖИН НЕФТЕГАЗОВОЙ ОТРАСЛИ

Ценев Н.К. *, Бахтизин Р.Н.

Уфимский государственный нефтяной технический университет, г.Уфа,
** nktsenev@yandex.ru*

В работе проводится анализ причин с описанием видов разрушения основных элементов компоновки низа бурильной колонны (КНБК), легкосплавных бурильных труб (ЛБТ) и соединительных муфт, подвергающихся различным наибольшим механическим нагрузкам: статическим и динамическим (скручивающие и осевые), и знакопеременным (изгибающие), износу от механического трения с обсадной колонной и измельченной породой, коррозионному воздействию. Обнаружено, что в случае заклинки переводника одновременно наблюдается усталостное, хрупкое и вязкое разрушение. Рассмотрены вопросы увеличения ресурса бурильной колонны за счёт

повышения комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств материалов, применяемых для изготовления её элементов. Так повышенную прочность, твёрдость и износостойкость предполагается обеспечить за счёт применения ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноструктурированных материалов, высокое сопротивление изгибу обеспечить путём создания градиентных структур с более интенсивным измельчением в направлении периферийных областей осесимметричных изделий, коррозионные свойства повысить варьированием химического и фазового состава применяемых материалов.

Представлены примеры получения объёмных нанокристаллических (НК) материалов методами локально-сдвиговой деформации (рисунок 1). Этот метод позволяет получать УМЗ и НК структуру в цветных металлах в заготовках для промышленного применения.

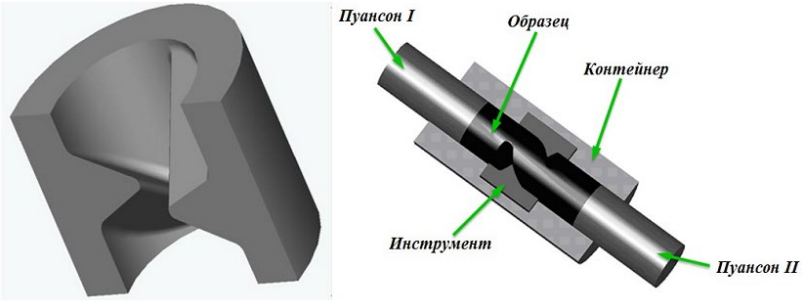


Рисунок 1 – Локально-сдвиговое прессование

Представлены экспериментальные результаты формирования наноструктур в объёмных материалах методами ударно-волновой обработки. В монокристаллах алюминия обнаружено явление влияния кристаллографической ориентировки на формирование НК структуры при ударно-волновой обработке. Впервые обнаружено, что при распространении фронта ударной волны с давлением 400 и 500 Kbar в направлении [113] в монокристаллах алюминия соответственно формируется субструктура и НК структура с размером фрагментов 80 нм, а при распространении фронта ударной волны в направлении [110] НК структура не образуется ни при одном из использованных давлений [1].

Представлены результаты влияния типа кристаллической решётки на получение градиентной структуры в процессе локально сдвиговой деформации [2].

Работа поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации по соглашению № 075-15-2020-900 в рамках программы развития НЦМУ.

Список используемой литературы:

[1] N K Tsenev, A G Raab, G I Raab, M I Alymov, S Yu Kondratyev, V A Babkin, L A Teplyakova. The effect of crystallographic orientation on the transformation of the structure in aluminum single crystals upon exposure to shock waves. - Materials Letters, 2021, v. 302, p. 130319 – 130322.

[2] А.Г. Рааб, Н.К. Ценев, И.С. Кодиров, Г.И. Рааб. Влияние типа кристаллической решётки металлов на структурообразование и механические свойства при пластической деформации сдвигом. - МиТОМ, 2021, №9, с. 27-31.

ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

Гундеров Д.В. [1,2]*, Асфандияров Р.Н. [1,2], Шарафутдинов А.В. [2], Астанин В.В. [2], Мавлютов А.М.

[1] Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г.Уфа

[2]Уфимский Университет Науки и Технологий, г.Уфа

3 Санкт- Петербургский государственный университет г.Санкт-Петербург

** dimagun@mail.ru*

Интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК, другое название - КВД) - известный метод наиболее сильного измельчения структуры металлических материалов до наноструктурного состояния. За последние 30 лет опубликовано более 3000 работ по тематике ИПДК различных металлов и сплавов, включая обзоры [1].

Известно, что при ИПДК в случае, если сила трения между поверхностью образца и поверхностью бойка становится меньше напряжения сдвига (τ_s) материала, возможен так называемый эффект «проскальзывания» бойка по поверхности образца, и фактическая степень деформации сдвигом может быть намного ниже ожидаемой [2]. В исследовании [3] была предложена простая методика совместного ИПДК двух половинок диска, позволяющая установить эффект проскальзывание и фактическую степень деформации сдвигом, достигаемую при ИПДК. В [3] было показано, что при ИПДК твердых аморфных сплавов реально достигаемая степень деформации значительно меньше рассчитанной из-за эффекта проскальзывания. Однако, не смотря на проскальзывание, структура аморфных сплавов в результате ИПДК заметно

трансформировалась. Авторы применили методику «совместного ИПДК половинок диска» к ряду кристаллических металлических материалов. Использовалась установка ИПДУ УУНИТ (бывш. УГАТУ)- бойки ∅ 20 мм и 10 мм с канавкой на нижнем бойке, Р расчетное – 6 ГПа [4]. Показано, что при ИПДК металлов Ti, Ni, сплавы ZrNb, TiNi, Ti18Zr15Nb, сталь Fe-0,1 % C и др. проскальзывание может фиксироваться уже на начальных стадиях ИПДК [4]. В то же время после ИПДК в выбранных металлах и сплавах формируется наноструктура, подобная, наблюдаемой другими авторами [4]. Отсюда при ИПДК, не смотря на эффект проскальзывания, накопление деформации обеспечивается другими модами.

При ИПДК относительно мягких металлов, например Cu, на начальных стадиях ИПДК деформация реализуется в полной мере. Однако после предварительного ИПДК с n=10 оборотов проскальзывание на Cu на установке УУНИТ становится тотальным. В то же время на установке СПБГУ (с канавкой на обоих бойках, с центровкой бойков при кручении) проскальзывание на Cu не значительное даже после ИПДК с n= 25. Однако структуры, формирующиеся в материалах при ИПДК на установке в УУНИТ и СПБГУ в целом схожи.

В работе [5] точки зрения механики деформируемого тела теоретически показано наступление проскальзвания при ИПДК с некоторым критически большим n.

Работа выполнена при поддержке РНФ 22-19-00347.

Список используемой литературы:

[1] A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon: Prog. Mater. Sci. 53 (2008) 893.

[2] K. Edalati, Z. Horita, and T. Langdon: Scr. Mater. 60(1) (2009) 9-12.

[3] N. Adachi, Y. Todaka, Y. Yokoyama and M. Umemoto: Mater. Sci. Eng. A.627 (2015) 171-181.

[4] D.V. Gunderov, R.N. Asfandiyarov, V.V. Astanin, A.V. Sharafutdinov, Metals, 2023, 13(8), 1340

[5] Y. Beygelzimer, Y. Estrin, O. Davydenko, R Kulagin: Materials. 16 (2023) 823.

МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЫ ДЛЯ КОМПОЗИТНОГО ВОЛОКНИСТОГО МАТЕРИАЛА

Бобрук Е.В.*, Рамазанов И.А., Астанин В.В.
Уфимский университет науки и технологий, г.Уфа
** e-bobruk@yandex.ru*

В процессе твердофазного изостатического компактирования металломатричных композитов осуществляется несколько физико-химических процессов: заполнение матричным материалом пространства между волокнами, деформационная сварка слоев матричного материала между собой и диффузионное соединение матричного материала с упрочняющими волокнами с образованием продуктов реакции. Развитие перечисленных процессов зависит от температуры, давления и времени компактирования. Применение эффекта сверхпластичности (СП) матричного материала значительное улучшает условия получения композита.

Недавние работы показали, что в алюминиевых сплавах в наноструктурном состоянии формируется специфическое распределение легирующих элементов в виде ультадисперсной вторичной упрочняющей фазы, а также сегрегаций, либо прослоек вдоль границ зерен, что приводит к уникальному комплексу свойств, например, одновременно повышается прочность, пластичность и электропроводность материала, а также реализовать в ряде сплавов эффект СП при пониженных температурах. Обнаруженные особенности механического поведения сплавов со специальными структурами могут открыть новые возможности для создания перспективных технологий получения композиционных материалов с минимальной деградацией упрочняющих волокон и повышенными свойствами.

В настоящей работе сформирована однородное наноструктурное состояние (НС) сплава 1565Ч. НС сплав 1565Ч с преимущественно большеугловыми границами проявляет признаки СП поваедения при температуре 300°С в интервале скоростей 5×10^{-3} $с^{-1}$ до 1×10^{-2} $с^{-1}$: большие значения удлинения до 560 %, параметр скоростной чувствительности 0,3-0,73 при низких напряжениях течения. Проанализирован деформационный рельеф, установлен температурный интервал термической и деформационно-термической стабильности до 300 °С сплава в УМЗ состоянии. По результатам аттестации механического поведения проведено моделирование получения Al-B волокнистого композита в

условиях СП компактирования при температурах 300, 350 и 400 °С с целью определения технологических параметров изготовления композита.

Таким образом был разработан режим получения полуфабриката матрицы в специальных наноструктурных состояниях алюминиевого сплава 1565ч системы Al-Mg для изготовления композитного материала при пониженных температурах за счет реализации низкотемпературной СП.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-29-00866, https://rscf.ru/project/22-29-00866/.

IN VITRO ИССЛЕДОВАНИЯ ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Zn-Ag-Cu

Хафизова Э.Д. [1]*, Абдрахманова Э.Д. [1], Поленок М.В. [1], Данилко К.В. [2]
[1] *Уфимский университет науки и технологий, г.Уфа*
[2] *Башкирский государственный медицинский университет, г.Уфа*
* *ela.90@mail.ru*

Цинк имеет преимущества как биорезорбируемый материал для имплантатов за счет подходящей скорости коррозии и биосовместимости, но основная проблема использования чистого Zn для производства имплантатов и стентов является его низкая механическая прочность [1]. Повышение прочностных свойств можно достичь методом легирования и интенсивной пластической деформацией [2,3].

В качестве легирующих элементов для биомедицинских сплавов Zn на начальном этапе проектирования нужно избегать элементов, вызывающих потенциальные токсикологические проблемы или использовать в концентрации, приемлемой для организма. Продукты распада сплавов также должны быть нетоксичными и легко усваиваться окружающими тканями [4].

В данной работе представлены результаты исследование цитотоксичности образцов цинковых сплавов системы Zn-Ag-Cu на модели остеобластоподобных клеток человека линии MG63 и результаты коррозионных исследований в течении 3 месяцев гравиметрическим методом.

Механические свойства у данных образцов были повышены методом равноканального углового прессования (РКУП) при температуре за счет динамической рекристаллизации и динамического старения.

Коррозия в исходных крупнозернистых образцах идет в основном по границам зерен. Образцы после РКУП показали незначительный рост скорости коррозии образцов.

Данный сплав показал хорошие результаты для применения данного материала в виде стента.

Исследование выполнено за счет средств гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2023, Соглашение № 1 от 07.09.2023).

Список используемой литературы:

[1] E. Mostaeda, M Sikora-Jasinskab, JW. Drelicha, M Vedanib // Acta Biomater. 2018; 71: 1–23. doi:10.1016/j.actbio.2018.03.005.

[2] N.S Martynenko, O.V. Rybalchenko, D.R.Temralieva, D.V. Prosvirnin, S.V. Dobatkin, // Mater. Technol. Des. 2022, 4, 3. DOI 10.54708/26587572_2022_43924

[3] R.Z. Valiev, E.D. Khafizova // Materials. Technologies. Design. 2021. Vol. 3, No. 3(5), p 6-10. DOI: 10.54708/26587572_2021_3356

[4] T. Ernstberger, G. Buchhorn, G. Heidrich // Neuroradiology. 2009;51:525–529. doi: 10.1007/s00234-009-0537-4.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1Li-1Mg ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Корзникова Е.А.
Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
renaweiwei.179@mail.ru

Термин "биоразлагаемые металлические материалы" в настоящее время ассоциируется со сплавами на основе цинка, магния и железа. Цинк и его сплавы привлекают больше внимания за счет своей биосовместимости и коррозионной стойкости [1]. Однако чистый цинк обладает низкими механическими свойствами и не удовлетворяет требованиям, предъявляемым к медицинским изделиям. В настоящее время усилия многих исследователей направлены на улучшение механических свойств цинка путем легирования другими химическими элементами, такими как Li, Mg, Ca, Sr и Cu. Одной из перспективных систем цинковых сплавов является Zn-Li-Mg. Данный сплав имеет высокие прочностные свойства и обладает показателями коррозионной стойкости и совместимости с биологическими тканями, близкими к чистому цинку [2]. Несмотря на относительно высокую прочность этого сплава, все еще ведется поиск новых режимов и схем термообработки, направленных на улучшение его прочностных свойств. Одним из перспективных методов обработки металлов и сплавов является интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК), которая позволяет улучшить механические свойства материалов путем измельчения

их структурных элементов и формирования ультрамелкозернистой структуры.

В данной работе представлены результаты влияния интенсивной пластической деформации кручением цинкового сплава Zn-1Li-1Mg. Образцы подвергали кручению под высоким давлением на установке Бриджмента, с количеством оборотов 1, 5 и 10. Применение ИПДК позволило повысить прочность при 10 оборотах до σ_B = 301,66 Мпа, $\sigma_т$ = 254,62 МПа и пластичностью ε = 74%, по сравнению с исходным состоянием у которого значения σ_B были меньше в 7,5 раз, а $\sigma_т$ в 11 раз. Анализ скорости коррозии сплава в двух состояниях показал весьма низкую скорость деградации, где ИПДК обработка привела к увеличению скорости коррозии сплава в 2 раза, в сравнении с литым состоянием.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания на оказание государственных услуг ФГБОУ ВО «УУНиТ» (соглашение № 075-03-2023-119/1) «Молодежная научно-исследовательская лаборатория НОЦ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях». Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.

Список используемой литературы:

[1] Yang H., Jia B., Zhang Z., Qu X., Li G // Nat. Com. 2020. V. 11. № 1. Article number 401.

[2] Li Zh., Shi Zh.-Zh., Hao Y., Li H.-F., Liu X.-F.// J Mater Sci Technol. 2019. V. 35. № 11. P. 2618–2624.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА Zn-1Fe-1Mg ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ ИМПЛАНТАТАХ

Абдрахманова Э.Д.*, Хафизова Э.Д., Поленок М.В.
Уфимский Университет науки и технологий, г.Уфа
**elmira.abdr2019@mail.ru*

За последние два десятилетия были проделаны обширные исследования в области биодеградируемых материалов, которые способны растворяться в организме с течением времени, а продукты коррозии способствуют заживлению поврежденных мест в организме человека [1]. Сплавы на основе цинка являются перспективными материалами для

изготовления медицинских имплантатов благодаря своей биосовместимости и способности к биорезорбции с приемлемой скоростью. Имплантаты могут применяться в качестве костных пластин и сосудистых стентов. В качестве легирующих элементов были выбраны железо и магний, так как они тоже являются биосовместимыми и способствуют улучшению свойств чистого цинка.

Сплав Zn-1Fe-1Mg был подвергнут интенсивной пластической деформации кручением. Деформация проводилась на установке СКРУДЖ-200 при комнатной температуре, с давлением 6ГПа, скоростью 1 об/мин с числом оборотов 1, 5 и 10.

Химический состав полученного материала определяли на рентгеновском флуоресцентном спектрометре Thermo Scientific ARL Optim'X. Изучение микротвердости проводили на твердомере EMCO-Test DuraJet 10 по методу Виккерса согласно ГОСТ 9450–76 под нагрузкой 0,1 кг, полученные значения одинаковы, независимо от степени деформации.

Микроструктурные исследования проводились на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490LV. Скорость коррозии была рассчитана гравиметрическим методом, испытания на погружение проводились в растворе Рингера при температуре 38°C.

Сплав имеет эвтектическую структуру с фазами α-Zn и Mg_2Zn_{11}, а также отдельные частицы содержат Fe, предположительно, это FeZn13 с размерами от 5 до 50 мкм (Рис. 1).

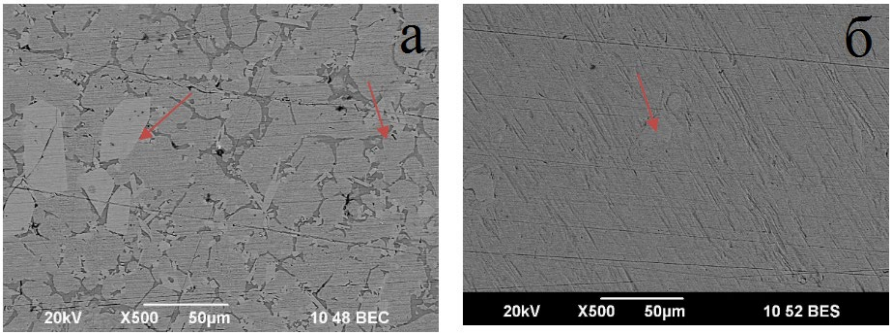


Рисунок 1 – Структура исследуемого сплава до (а) и после (б) деформации

ИПДК приводит к измельчению зеренной структуры и равномерному распределению химических элементов. Скорость коррозии после ИПДК увеличивается в 1,2 раза. В ходе исследования рельефа коррозионной поверхности были обнаружены частицы призматической

формы, которые остались не тронуты в результате коррозионных испытаний. Была оценена цитотоксичность образцов.

Исследования выполнены за счет средств гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение № 1 от 07.09.2023). Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.

Список используемой литературы:

[1] Biodegradable metals Y.F. Zheng, X.N. Gu, F. Witte - Materials Science and Engineering R 77 (2014) 1–3. DOI:https://doi.org/10.1016/j.mser.2014.01.001

СДВИГ ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ И ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕМПЕРАТУРА В МЕДНЫХ СПЛАВАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Страумал П.Б. [1], Лукьянова Е.А. [1], Кречетов И.С. [1], Добаткина Т.В. [1], Страумал Б.Б. [2]

[1] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

[2] Институт физики твёрдого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, г.Черноголовка

**pstraumal@imet.ac.ru*

Сплавы на основе меди обладают высокой электропроводностью, высокой коррозионной стойкостью, отличной пластичностью и ударной вязкостью в широком диапазоне температур. В связи с широкой областью применения существует большой спрос на дальнейшее развитие сплавов на основе меди с улучшенными свойствами. Например, широкое использование солнечной или ветровой энергии потребует также нового поколения медных сплавов, обладающих одновременно более высокой проводимостью и повышенной прочностью. Это может быть достигнуто, например, путем проектирования границ зерен путем создания более низкой концентрации легирующего элемента в объемах зерен и более высокого содержания легирующей примеси (легирующих примесей) в границах зерен. Разработка нового поколения медных сплавов требует также новых подходов в материаловедении. Использование эффекта сдвига фазового равновесия в процессе интенсивной пластической

деформации (ИПД) может стать таким новым подходом. С ее помощью можно прицельно обеднить объем зерен, после чего обогатить границы зерен за счет высокой скорости зернограничной диффузии и большой поверхности зерен в нанокристаллическом материале.

ИПД твердых растворов на основе меди методом кручения под высоким давлением (КВД) изменяет концентрацию растворенных атомов с. Она достигает определенного установившегося значения c_{ss} примерно после 1,5-2 оборотов плунжера. Целью этой работы было исследовать, как c_{ss} зависит от температуры КВД. Образцы сплава Cu − 8 масс.% Ag были отожжены при 790°C, 100 ч (образец 1) и 500°C, 770 ч (образец 2). После отжига при 790°C почти все атомы серебра были растворены в медной матрице. Образец 1 содержал всего несколько мелких частиц серебра размером ~20 нм, видимых только при помощи просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и невидимых при дифракции рентгеновских лучей (РФА). После отжига при 500°C все атомы серебра находились в осадках Ag, а медная матрица была почти чистой. Отожженные образцы подвергали КВД при 6 ГПа, 1 об/мин при комнатной температуре (около 300 К) и при и 77 К. После КВД при 300 К концентрация серебра c_{ss} в образце 1 снизилась с 8 до 7,5 масс.% Ag, и образовались новые мелкие частицы серебра размером ~50-100 нм. В образце 2 c_{ss} увеличился с 1 до 5,5 масс.% Ag. Первоначальные равноосные частицы серебра вытянулись в виде волокон и частично растворились. Полученное в результате установившееся значение c_{ss} = 5,5 масс.% Ag согласуется со значением c_{ss} = 5,5 масс.% Ag, измеренным ранее (Acta Mater. 195 (2020) 184). После КВД при 77 К концентрация серебра c_{ss} в образце 1 составила 3 масс.% Ag, а в образце 2 - 6,5 масс.% Ag. Таким образом, оба значения были ниже, чем после КВД при 300 К. Это означает, что c_{ss} = 4 масс.% Ag после КВД при 77 К было ниже, чем после КВД при 300 К. То есть, динамическое равновесие между растворением и выделением атомов серебра смещается, и выделение преобладает при 77 К.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00625, https://rscf.ru/project/22-29-00625/

ПЛАТФОРМА CoLab.ws И ПОИСКОВИК Cobalt - ПРОФЕССИОНАЛЬНЫЕ РЕСУРСЫ ДЛЯ РОССИЙСКИХ УЧЁНЫХ

Татарин С.В. [1,2]*, Краснов Л.В. [1,2], Буряк Н.С. [1,3], Шеремет В.Ф. [1], Загоруйко А.И. [1]

[1] *ООО «Платформа КоЛаб», г.Москва*

[2] *Институт Общей и Неорганической Химии им. Н.С. Курнакова РАН, г.Москва*

[3] *Сколковский Институт Науки и Технологий, г.Москва*

**info@colab.ws*

CoLab.ws — платформа, обеспечивающая доступ к информации о деятельности учёных, лабораторий и научных организаций.

На платформе вы можете создать страничку своей лаборатории или личный профиль. Индивидуальная система рекомендаций позволит вам всегда быть в курсе конференций, проводимых по вашим направлениям исследований, получать персональные рекомендации публикаций, а также откроет возможности для поиска коллабораций и реализации совместных проектов. В профилях пользователей реализована автоматическая подгрузка публикаций и подробная статистика по ним. Здесь же доступна функция выгрузки информации о публикациях в виде удобной таблички для сокращения времени заполнения различных заявок и отчетов.

На CoLab.ws представлены уже более 250 лабораторий из 120 научных организаций из разных научных областей, что расширяет возможности для развития мультидисциплинарных исследований.

На базе платформы выпущена бета-версия поисковика по научной литературе Cobalt, (https://cobalt.colab.ws/) который работает на основе собранной базы из метаданных 112млн+ научных публикаций и 1.5млрд цитирований.

CoLab.ws разрабатывается учёными и для учёных, чтобы повысить удобство коммуникации и количество совместных исследований, присоединяйтесь, делитесь с коллегами и следите за обновлениями!

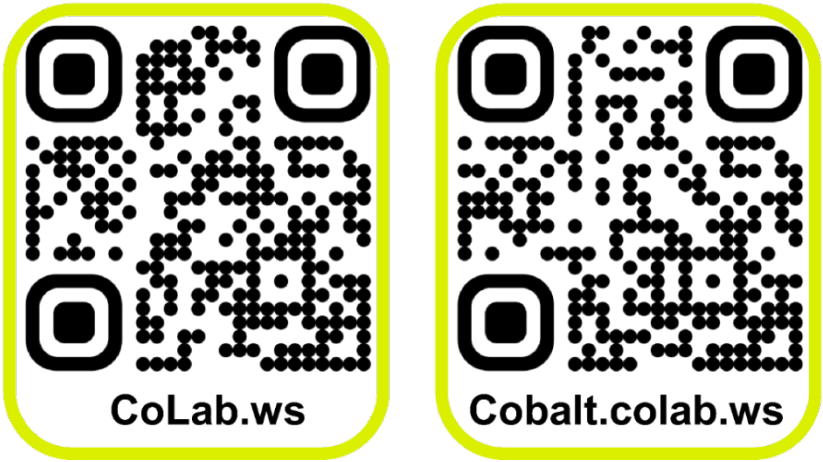


Рисунок 1 – Ссылки на CoLab и Cobalt

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ГЛУБОКОГО МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ АВТОМАТИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ИЗОБРАЖЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ СЕРВИСОВ, ПРЕДСТАВЛЕННЫХ НА ПЛАТФОРМЕ iok

Матвеев А.В. [1]*, Нартова А.В. [1,2], Машуков М.Ю.[3], Белоцерковский В.А.[1], Санькова Н.Н. [1,2], Кудинов В.Ю. [1], Окунев А.Г. [1]

[1]*Новосибирский государственный университет, г.Новосибирск*

[2] *Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, г.Новосибирск*

[3] *Институт систем информатики им. А.П. Ершова СО РАН, г.Новосибирск*

**matveev.nsu@mail.ru*

В настоящее время исследования во многих научно-технологических направлениях проводятся с применением различных методов микроскопии. Одной из самых трудоемких задач при этом является задача подсчета и определения параметров объектов в случае большого количества объектов на изображении.

Платформа iOk включает набор облачных цифровых сервисов для автоматического анализа изображений с применением методов глубокого машинного обучения.

No Code ML (https://t.me/nsu_ml_bot). Универсальный телеграмм-сервис для классического обучения нейронной сети на датасетах пользователя.

DLgram (https://t.me/nanoparticles_nsk). Универсальный телеграмм-сервис для распознавания многочисленных однородных объектов различного характера. Включает обучение нейронной сети пользователем по размеченному участку с этого же изображения.

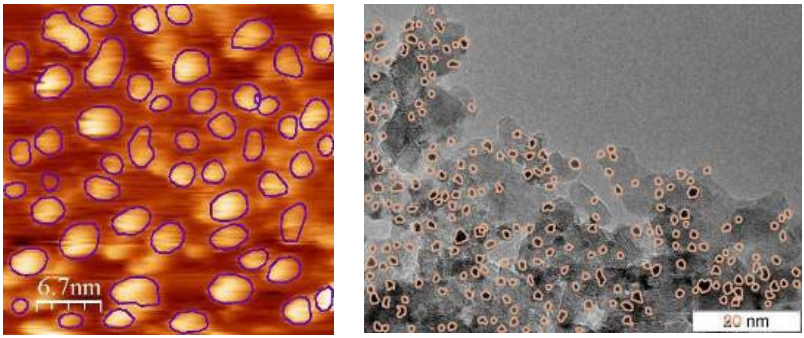
ParticlesNN (http://particlesnn.nsu.ru). Он-лайн сервис для автоматического распознавания наночастиц на изображениях сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) и электронной микроскопии (ЭМ) обученной нейронной сетью.

Функционал цифровых сервисов:

- возможность обучения нейронной сети на объектах пользователя;
- автоматическое распознавание объектов на изображениях пользователя;
- возможность корректировки результатов распознавания пользователем;
- анализ обнаруженных объектов, определение их параметров – количество, размеры, площадь, концентрация.

Используются нейронные сети Cascade Mask-RCNN, ConvNeXt, работающие на графическом кластер HPE Apollo 6500 Gen10, оснащенным 8 графическими ускорителями NVIDIA Tesla V-100 Высшего колледжа информатики НГУ.

В настоящее время на цифровых сервисах зарегистрировались более 300 пользователей.



а б

Рисунок 1 – Примеры распознавания наночастиц на СТМ (а) и ПЭМ (б) изображениях

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-23-00951, https://rscf.ru/project/22-23-00951/.

ВЛИЯНИЕ РКУП НА СТРУКТУРУ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ Fe-Mn СПЛАВОВ

Рыбальченко О.В. [1]*, Анисимова Н.Ю. [1-3], Мартыненко Н.С. [1], Рыбальченко Г.В. [4], Беляков А.Н. [5], Долженко П.Д. [5], Лукьянова Е.А. [1], Щетинин И.В. [3], Рааб А.Г. [6], Киселевский М.В. [2,3], Добаткин С.В. [1]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2] *«Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, г.Москва*

[3] *Университет науки и технологий МИСИС, г.Москва*

[4] *Физический институт имени П.Н. Лебедева Российской академии наук, г.Москва*

[5] *Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г.Белгород*

[6] *Уфимский университет науки и технологий, г.Уфа*

* *rybalch@mail.ru*

Целью данной работы является повышения механических свойств и функциональных характеристик биорезорбируемых Fe-Mn сплавов за счет измельчения структуры методом равноканального углового прессования (РКУП). РКУП в диапазоне температур 300 – 450 °С был применен к образцам Fe – Mn сплавов с номинальным содержанием марганца 30 %, дополнительно легированных кремнием. Методами просвечивающей электронной микроскопии выявлено образование аустенитной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в исследуемых сплавах в процессе РКУП. После РКУП при температуре деформации 400 °С выявлена преимущественно двойниковая структура. В полосах сдвига толщиной 301 ± 31 нм представлены двойники размером 11 ± 1 нм. Полученная структура определила высокий уровень механических свойств: предел прочности ($\sigma_в$) увеличился в два раза до 1419 МПа, а предел текучести ($\sigma_{0,2}$) - до 1352 МПа, что в четыре раза выше по сравнению с отожженным состоянием. При этом пластичность (δ) уменьшилась до приемлемого уровня 12%. Испытания на динамическое вдавливание выявили снижение модуля Юнга более чем в 2,5 раза после РКУП по сравнению со значениями, измеренными в отожженном состоянии. Тем не менее несмотря на значительный сдвиг потенциала коррозии скорость коррозии сплава оказалась незначительно выше скорости коррозии технически чистого железа ~ 0,25 мм/год. Режим со ступенчатым повышением температуры РКУП (300 → 450 °С) приводит к формированию аустенитной наноструктуры со средним размером структурных элементов d = 97,7± 5 нм и редкими двойниками толщиной ~

8,0 ± 0,5 нм. Полученная структура после РКУП по ступенчатому режиму ведет к дальнейшему повышению прочности ($\sigma_в$ = 1569 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 1429 МПа) без потери пластичности. Данная обработка в два раза повышает скорость коррозии сплава по сравнению со скоростью коррозии сплава в отожженной состоянии Результаты изучения гемолитической и цитотоксической активности *in vitro*, а также местной и системной реактивности организма лабораторных животных после имплантации исследуемых образцов свидетельствуют о биосовместимости сплава после всех режимов РКУП. Биосовместимость, высокая удельная прочность и низкий модуль упругости открывают перспективы использования сплава Fe-Mn-Si после РКУП для изготовления биорезорбируемых имплантатов, способных эффективно выполнять крепежную функцию при остеосинтезе. Высокая удельная прочность позволит получить миниатюрные имплантаты (которые, тем не менее, способны эффективно обеспечивать крепежную функцию), а также варьировать размеры имплантата в широких пределах, что, в свою очередь, даст дополнительные возможности контроля времени биодеградации имплантата.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 23-23-00096).

УЛУЧШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Mn ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДОВ ДЕФОРМАЦИИ

Мартыненко Н.С. [1]*, Анисимова Н.Ю. [1-3], Рыбальченко О.В. [1], Темралиева Д.Р. [1], Рыбальченко Г.В. [4], Лукьянова Е.А. [1], Шинкарева М.В. [1,3], Рааб А.Г. [5], Киселевский М.В. [2,3], Юсупов В.С. [1], Добаткин С.В. [1]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2] *«Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, г.Москва*

[3] *Университет науки и технологий МИСИС, г. Москва*

[4] *Физический институт имени П.Н. Лебедева Российской академии наук, г.Москва*

[5] *Уфимский университет науки и технологий, г.Уфа*

* *nataliasmartynenko@gmail.com*

В последние годы цинковые сплавы, как материалы для создания биорезорбируемых имплантатов, стали конкурентами сплавам на основе Mg и Fe благодаря хорошей биосовместимости и приемлемой скорости деградации. Цинк является важнейшим микроэлементом, который

способствует росту костей и играет важную роль в укреплении иммунной системы человека. Однако, несмотря на ряд достоинств, основным недостатком цинка, лимитирующим его использование в качестве материала для биорезорбируемых имплантатов, является низкие механические свойства. Например, Ли и др. сообщают, что предел прочности и пластичность литого чистого цинка составляют всего 18 МПа и 0,3% соответственно [1]. Поэтому целью данной работы было исследование влияния деформационной обработки методами кручения под высоким давлением (КВД), равноканального углового прессования (РКУП) и ротационной ковки на механические и функциональные свойства сплава Zn–1%Mg-0,1%Mn.

В исходном состоянии сплав был отожжен при температуре 320°C в течение 20 часов с последующей закалкой в воде. КВД проводили при комнатной температуре на образцах диаметром 20 мм. Количество оборотов составило 10. РКУП проводили по маршруту Вс (угол пересечения каналов 120°) при температуре 200 °C. Количество проходов составило 8. РК проводилась в два этапа с постепенным снижением температуру деформации с 300 до 200 °C. Суммарная логарифмическая степень деформации составляла 2,31.

Все виды деформации приводили к измельчению микроструктуры. После КВД происходит формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с размером зерна ~800 нм. Средний размер зерна сплава после РКУП и РК составил ~10 мкм. Формирование сходной структуры после РК и РКУП приводит к схожему повышению прочности: со 100 ± 7 МПа в исходном состоянии до 289 ± 4 и 295 ± 4 МПа после РКУП и РК соответственно. При этом после РКУП и РК также наблюдалось повышение пластичности до 3,3 ± 0,5% и 4,5 ± 0,8% соответственно. При этом формирование УМЗ структуры после КВД приводит к формированию наилучшего сочетания свойств. В данном случае наблюдается рост предела прочности до 468 ± 13 МПа и относительного удлинения до 6,4 ± 0,7%. Также стоит отметить, что деформация сплава (всеми тремя методами) не привела к ухудшению коррозионной стойкости и биосовместимости изученного сплава. Сплав Zn–1%Mg-0,1%Mn после РКУП показал лучший уровень биосовместимости *in vivo*.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-13-00024.

Список используемой литературы:

[1] H.F. Li, X.H. Xie, Y.F. Zheng et al. // Sci. Rep. 2015. V. 5. 1-1.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АТОМАМИ УГЛЕРОДА И АЗОТА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА КАНТОРА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

Ганеев А.В. [1]*, Нафиков Р.К. [1], Хайбулина Н.А. [1], Валиев Р.З. [1], Астафурова Е.Г. [2]

[1]ФГБОУ ВО Уфимский университет науки и технологий, г.Уфа.

[2]ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г.Томск

**ganeev.av@ugatu.su*

В последнее десятилетие одним из перспективных высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) является аустенитный сплав Кантора (FeMnCrNiCo). Практическое применение Канторовского сплава сильно затруднено и сдерживается его малой прочностью при комнатной температуре. Прочность сплава Кантора может быть значительно повышена за счет дополнительных элементов [1] или за счет изменения структуры до наноразмеров [2]. Легирование азотом и углеродом вызывает увеличение параметра решетки аустенита, что указывает на образование твердого раствора внедрения и играет важную роль в измельчении микроструктуры при интенсивной пластической деформации кручением [3]. Формируемая нано размерная структура приводит к экстраординарной прочности и одновременной хрупкости сплава Кантора [2,3]. Поэтому поиск баланса прочности и пластичности данного сплава остается актуальным.

В данной работе рассматривается влияние легирования атомами углерода (-1C; -3C ат. %) и азота (-0,1N; -0.2 N ат. %) на формирование микроструктуры и фазового состава при интенсивной пластической деформации кручением до 300˚C.

В деформированных сплавах микроструктура и фазовый состав были проанализированы методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии. Экспериментально показано, что зависимость концентрации углерода в сплаве Кантора более существенного влияет на повышение микротвердости при ИПДК, проведенной при T = 20°C: от 550 HV до 650HV чем концентрация азота (585 HV). Это вызвано не только различиями в формируемой наноразмерной микроструктуре, но и разным твердорастворным упрочнением сплавов: после ИПДК параметр кристаллической решетки сплава с 1 ат.% C (a=0,3613нм) выше, чем у сплава с 3 ат.% C (a=0,3615 нм). При этом после ИПДК при температуре 300°C значения твердости (600 HV) не зависят от концентрации атомов

внедрения в сплаве Кантора. В работе обсуждаются механизмы влияния структуры, сформированной при ИПДК при разных температурах, на прочность и пластичность сплавов Кантора, легированных атомами внедрения.

Работа выполнена при поддержке РНФ (22-19-00445).

Список используемой литературы:

[1] Zhihua Zeng, at al. Mechanical properties of Cantor alloys driven by additional elements: a review, Journal of Materials Research and Technology, Vol. 15 (2021) Pp 1920-1934.

[2] A. Kilmametov, at al. High-pressure torsion driven mechanical alloying of CoCrFeMnNi high entropy alloy, Scripta Materialia, Vol 158 (2019), Pp 29-33.

[3] Yemao Lu at al. Influence of carbon on the mechanical behavior and microstructure evolution of CoCrFeMnNi processed by high pressure torsion, Materialia, Vol. 16 (2021)101059.

ВЕРОЯТНОСТНЫЙ МЕТОД ОПИСАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ ЧАСТИЦ ВТОРИЧНЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Cu

Чембарисова Р.Г.*, Галактионова А.В.
Уфимский университет науки и технологий, г.Уфа
**chroza@yandex.ru*

В физические модели, которые описывают прочностные свойства сплавов, входят соотношения, зависящие от параметров дефектной структуры материала. К таким соотношениям относится выражение, характеризующее напряжение, необходимое для перерезания когерентных частиц разных фаз i, разного размера $r_i(j)$ и объемной доли $f_{secsi}(j)$. Существует критический размер частиц, ниже которого дислокация преодолевает частицу на пути скольжения с перерезанием. А выше – частица обходится дислокацией с образованием петли Орована. Напряжение, необходимое для огибания дислокацией частиц, зависит от расстояния между частицами L и размера частиц D. Твердорастворное упрочнение определяется концентрацией растворенных в матрице легирующих элементов C_{sa}.

Представленная в настоящей работе модель позволяет определить объемные доли $f_{secsi}(j)$ мелких (наноразмерных) частиц разного размерного ряда j и объемные доли крупных (микромасштабных) частиц $f_{sechi}(j)$ разных фаз i, рассчитать расстояния между мелкими некогерентными частицами L_{snc}, их средний размер D_{snc}, оценить концентрацию легирующих

элементов в растворе в разных структурных состояниях сплава, основываясь на данных о количестве легирующих элементов в образце и экспериментальных данных о такой структурно чувствительной величине, как удельное электрическое сопротивление материала, исходя из вероятностного характера представленности мелких частиц в сплаве. Следовательно, модель может служить для объяснения и прогнозирования характера изменения прочностных характеристик материала в зависимости от его дефектной структуры. В то же время она может быть использована для решения задач, связанных с исследованием структуры и структурных перестроек в сплавах.

Представленная математическая модель была использована для анализа эволюции частиц вторичных фаз в процессе 8 проходов равноканального углового прессования (состояние 8РКУП) и последующего отжига сплава Cu-0.6 вес.% Cr-0.1 вес.% Zr с предельно низкой концентрацией твердого раствора (состояние 8РКУП+А) [1]. Предположения, принятые при моделировании электропроводящих свойств данного сплава, привели к адекватному их описанию [2]. Аналогичные предположения были приняты при моделировании его прочностных свойств. Считалось, что пропорции размеров частиц после РКУП остались аналогичными таковым в исходном отожженном состоянии. В процессе РКУП происходила фрагментация частиц. Частицы не растворялись. В результате последующего отжига произошло выделение оставшихся атомов Cr из раствора. В то же время сформировавшиеся ранее крупные частицы вторичных фаз, содержащих Cr и Zr, коагулировали с соответствующими мелкими частицами, размеры которых превышали размер мелких частиц $D_s(j_c)$, содержащихся в сплаве в состоянии 8РКУП+А.

Полученные в рамках модели значения временного сопротивления разрушению сплава в различных его структурных состояниях согласуются с известными экспериментальными данными. Следовательно, физические модели упрочнения, параметризированные с применением рассмотренной вероятностной модели, адекватно описывают реально наблюдаемый характер изменения прочности сплава, что подтверждает справедливость сделанных ранее предположений о характере эволюции частиц вторичных фаз в процессе деформационно-термической обработки.

Список используемой литературы:

[1] Фаизов И.А., Мулюков Р.Р., Аксенов Д.А. и др. // Письма о материалах. 2018. Т. 8, №1. С. 110.

[2] Чембарисова Р.Г., Галактионова А.В., Ямилева А.М. // ФММ. 2021. Т. 122. №1. С. 45

РАЗРАБОТКА МНОГОСЛОЙНЫХ ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Пайгин В.Д.*, Двилис Э.С., Валиев Д.Т., Степанов С.А., Хасанов О.Л., Шевченко И.Н., Деулина Д.Е.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г.Томск

**vpaygin@mail.ru*

Функционально-градиентная керамика (ФГК) относится к классу функционально градиентных материалов (ФГМ). ФГМ представляют собой композиционные материалы нового поколения, химический состав и функциональные свойства которых изменяются вдоль заданного направления по определённому профилю [1-3].

ФГК широко используется в технической оптике для тонких просветляющих слоёв волокон, линз и других оптических элементов. Наиболее развитое направление в области оптической ФГК – это получение тел накачки лазеров [2].

Процесс создания ФГК из порошковых материалов можно разделить на несколько этапов: формирование градиентной структуры, которое проводится на стадии загрузки порошка в пресс-форму, и на консолидацию, которая обеспечивается компрессионным и/или термическим воздействием. Процессы и режимы консолидации должны быть выбраны так, чтобы заложенная градиентная структура не была разрушена или существенно изменена в процессе изготовления.

Существенной проблемой при создании оптической ФГК является образование макродефектов на границах раздела её компонентов, вызванных неравномерной по объёму термической деформацией при охлаждении изделия после высокотемпературного спекания.

Среди множества типов поликристаллических оптико-люминесцентных материалов, наиболее перспективной является наноструктурированная керамика на основе иттрий-алюминиевого граната ($Y_3Al_5O_{12}$, YAG), алюмомагниевой шпинели ($MgAl_2O_4$, MAS) и кубического диоксида циркония стабилизированного оксидом иттрия (ZrO_2-Y_2O_3, YSZ). Указанные материалы обладают комплексом высоких физико-механических и оптико-люминесцентных свойств, а также возможностью направленной коррекции последних путём введения допантов (оксидов редкоземельных элементов или переходных металлов) в широком диапазоне концентраций и/или регулирования концентрации кислородных вакансий.

Проблема образования макродефектов в процессе компрессионной и термической консолидации ФГК может быть решена при помощи метода электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС), который обеспечивает равномерное уплотнение материала и позволяет минимизировать рост зёрен.

В докладе представлены результаты работ по изготовлению многослойных структур типа «керамика-керамика» на основе оксидных систем MAS-YSZ, YAG-MAS и YSZ-YAG с заданным распределением компонентов в объёме материала, а также исследование их структурных, оптических и механических свойств.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 21-73-10100 на оборудования ЦКП НОИЦ «Наноматериалы и нанотехнологии» ТПУ.

Список используемой литературы:

[1] Гордиенко А.И., Ивашко В.В., Вегера И.И. // Вестник Гомельского государственного технического университета им. ПО Сухого. 2007. №. 2 (29). С. 51-57.

[2] Hassan A.F., et al. // Int. J. Mech. Eng. 2022. V. 7. P. 744-755.

[3] Качаев А.А. и др. // Перспективные материалы. 2016. №. 9. С. 51-58.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТРЫ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ СОСТОЯНИЙ Pt И Rh НА ПОВЕРХНОСТИ НАНОЧАСТИЦ CeO_2

Кардаш Т.Ю. [1,2]*, Федорова Е.А. [3], Стонкус О.А. [2], Кибис Л.С. [2], Стадниченко А.И. [2], Славинская Е.М. [2], Боронин А.И. [2]

[1] *Новосибирский государственный университет, г.Новосибирск*

[2] *Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, г.Новосибирск*

[3] *Leibniz Institute for Catalysis, Росток, Германия*

* *kardash@catalysis.ru*

Платина и родий, нанесённые на оксидные носители, являются активными компонентами многих катализаторов, которые незаменимы для очистки атмосферы от выхлопных газов (CO, углеводороды, NOx). Одним из наиболее эффективных способов повышения активности катализаторов при низких температурах является диспергирование Pt и Rh вплоть до субнанометровых состояний. Кроме того, подобная диспергация существенно повышает эффективность использования дорогостоящих Pt и Rh. Для решения таких задач особенно эффективным носителем оказался диоксид церия, способный как стабилизировать на поверхности ионные формы металлов и окисленные кластеры, так и участвовать в процессе

окисления за счёт высокой подвижности кислорода в структуре его наночастиц.

В нашей работе мы провели исследование атомного строения высокодисперсных форм платины и родия в катализаторах Pt/CeO_2 и Rh/CeO_2 и установили взаимосвязи между их локальной структурой и каталитическими свойствами.

Для исследования локальной структуры высокодисперсных форм применялись два комплементарных метода исследования локальной структуры – метод рентгеновской спектроскопии поглощения (XAS) и рентгеновский метод радиального распределения (Pair Distribution Function, PDF). Последний основан на Фурье-преобразовании дифракционной картины, измеренной в широко диапазоне векторов рассеяния, и даёт прямую информацию о всех межатомных расстояниях в образце. Кроме того, в работе использовались методы просвечивающей электронной микроскопия (ПЭМ) и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) Для построения структурной модели были изучены серии катализаторов с широким варьированием содержания металла, что позволило более надёжно интерпретировать информацию, полученную структурными методами.

Для катализаторов с содержанием активного компонента 1 масс.% установлено формирование одиночных ионов платины и родия. В случае катализатора Pt/CeO_2 ионы Pt^{2+} находятся в плоскоквадратной координации на грани (100) диоксида церия, а ионы Pt^{4+} или Rh^{3+} расположены в узлах решетки CeO_2 в приповерхностной области частиц диоксида церия. При содержании активного компонента более 1 масс.% наблюдалось появление кластерных форм PtOx и RhOx. Локальная структура кластеров PtO_x обладает схожими структурными фрагментами с оксидом Pt_3O_4. Для кластеров RhO_x установлено формирование локального окружения близкого к оксиду $CeRh_2O_5$ [1-2].

Показано, что высокодисперсные формы платины и родия демонстрируют низкотемпературную каталитическую активность в реакции окисления CO. Для катализаторов Pt/CeO_2 наиболее активными в реакции окисления CO являются кластерные формы PtO_x, которые за счет быстрых окислительно-восстановительных переходов способны высвобождать реакционноспособный кислород при более низких температурах в сравнении с одиночными формами платины. В случае катализаторов Rh/CeO_2 одиночные и кластерные формы характеризуются близкой каталитической активностью.

Исследование проведено при финансовой поддержке программы «ПРИОРИТЕТ 2023».

Список используемой литературы:

[1] E.A. Fedorova, T.Y. Kardash, L.S. Kibis et al. // PCCP. 2023. V. 25 N4. P.2862.

[2] E.A. Derevyannikova (Fedorova), T.Y. Kardash, A.I. Stadnichenko et al. // J. Phys Chem C. 2019. V.123. N2. P.1320.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ И ЛЕГИРОВАНИЯ ТИТАНА ВАНАДИЕМ НА СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА ПОСЛЕ КВД ОБРАБОТКИ

Давдян Г.С. [1,2,*], Страумал Б.Б. [1,2], Афоникова Н.С. [2], Тюрин А.И. [3], Горнакова А.С. [2], Дружинин А.В. [2]

[1] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г.Москва*

[2] *Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, г.Черноголовка*

[3] *Научно-исследовательский Институт «Нанотехнологий и Наноматериалов» Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г.Тамбов*

**faberest@yandex.ru*

Размер зерна играет значительную роль в свойствах материала. Так, например, для сплава Ti-Nb-O измеряли зависимости механических свойств от размера зерна β-фазы, и они варьировались в диапазоне 8–128 μм, по мере увеличение зерна снижалась предельная прочность на растяжение с 622 до 593 МПа [1]. Для уменьшения размера зерна в материале, в частности для достижения наноструктуры, применяются различные методы, но наиболее перспективным является интенсивная пластическая деформация (ИПД). Среди методов ИПД выделяется кручение под высоким давлением (КВД), как наиболее простой и в то же время с относительно сильным измельчением зерен до 15–100 нм [2].

В нашей работе исследовалось влияние температуры предварительного отжига (I) и повышение концентрации второго компонента – ванадия, в титановых сплавах (II) на свойста материала после КВД обработки. Исследования влияния температуры предварительного отжига проводились на сплаве Ti-2 вес. % V, в трех областях фазовой диаграммы Ti-V при 400 (α + β), 700 (α), 1000 °C (β). Исследования влияния легирования проводились для сплавов Ti-2, 4, 6, 8 вес. % V, причем все исследуемые образцы были предварительно отожжены при 1000 °C.

Результаты первой серии исследований показали, что рост температуры предварительного отжига приводит к увеличению

образуемой после КВД доли ω фазы – 70, 73 и 76 % соответственно после отжига при 400, 700, 1000 °C. Рост предварительной температуры отжига повлиял на твердость исследуемых материалов, увеличение средних значений составило с 5.1 при 400 °C, до 6.1 при 700 °C и до 6.4 при 1000 °C. В то же время модуль Юнга меняется не значительно и равняется 147 ± 3 ГПа.

Вторая серия исследований показала снижение образуемой доли ω-фазы с 76 до 49 % и увеличение образуемой доли βTi-фазы с 9 до 36 % по мере повышения концентрации ванадия в сплаве. Средние значения твердости от состава сплава меняются незначительно и равны ≈ 6.3 ± 0.1 ГПа. Модуль Юнга снижается с 146 ГПа до 133 ГПа. Сравнение твердости и модуля Юнга отожжённых и обработанных КВД образцов показывает увеличение твердости на ≈ 2.2 ± 0.3 ГПа и модуля Юнга на 25–40 ГПа. Размеры αTi и βTi зерен-фаз после КВД примерно одинаковые и равны ≈ 23 ± 4 нм, в то время как размеры ω-фазы при 2, 4, 6 и 8 % соответствуют 20, 42, 62 и 35 нм.

Работа частично была выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН.

Список используемой литературы:

[1] J. Wang et al. // Progress in Natural Science: Materials International. 2022. V. 32. №1. pp. 63–71.

[2] A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon // Progress in Materials science. 2008. V. 53. №. 6. pp. 893–979.

МАГНИТОАКТИВНЫЕ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИЕ НАНОКОМПОЗИТЫ: ПОЛУЧЕНИЕ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ

Сапрыкин Р.В. [1]*, Семёнов С.А. [1], Джардималиева Г.И. [2]

[1]МИРЭА – Российский технологический университет, Институт тонких химических технологий им. М.В. Ломоносова, г.Москва

[2] ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН, г.Черноголовка

**romaj47j@gmail.com*

Наноразмерные частицы служат основой для многих уникальных материалов и, благодаря своим уникальным физическим и химическим свойствам, находят широкое применение в самых разнообразных областях химии, физики и биологии, в том числе в преобразовании и хранении энергии, катализе, измерительных приборах, формировании изображений, в магнитных носителях с высокой плотностью записи информации на их основе, люминесценции, биомедицине и многих других [1, 2].

Термолиз металлополимеров и их предшественников предоставляет практически неограниченные возможности для создания всевозможных типов нанокомпозитов и является наиболее простым и распространенным способом, позволяющим ввести в полимерную композицию до 90 масс.% коллоидных частиц металла [3].

В настоящей работе методом термического разложения насыщенных карбоксилатов железа (III) синтезированы железосодержащие нанокомпозиты со структурой типа “ядро-оболочка”. Полученные нанокомпозиты, охарактеризованные с помощью методов элементного анализа, ИК-спектроскопии и РФА. Получены ПЭМ и СЭМ снимки железосодержащих нанокомпозитов, а также проведены магнитные исследования.

В результате термолиза синтезированных карбоксилатов при температуре 320°C в течении 9 часов в атмосфере азота получены нанокомпозиты с размерами частиц от 8.2 до 13.7 нм, с фазами оксидов железа: магнетита, маггемита, гематита и сидерита. Измерение магнитных свойств показало, что коэрцитивная сила полученных композитов варьируется в зависимости от использованного предшественника в диапазоне от 1.8 до 19.4 кА/м.

Список использованной литературы:

[1] Помогайло А.Д., Джардималиева Г.И. Металлополимерные гибридные нанокомпозиты – М: Наука, 2015.

[2] Мусатова В.Ю., Семенов С.А., Дробот Д.В. и др. Синтез и термические превращения ненасыщенных дикарбоксилатов никеля (II) – прекурсоров металлополимерных нанокомпозитов // Журнал неорганической химии. 2016. Т. 61. № 9. С. 1168.

[3] Помогайло А.Д., Джардималиева Г.И., Розенберг А.С. Термолиз металлополимеров и их предшественников как метод получения нанокомпозитов // Успехи химии. 2011. Т. 80. № 3. С. 272.

ВЛИЯНИЕ НАНОЧАСТИЦ ВОЛЬФРАМА НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ЖИДКОФАЗНОМ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ Cu-Sn-Co-W

Соколов Е.Г.*, Озолин А.В., Голиус Д.А.

Кубанский государственный технологический университет, г.Краснодар

** e_sokolov.07@mail.ru*

Сплавы Cu-Sn-Co применяют в качестве матриц алмазно-абразивных инструментов. При жидкофазном спекании этих сплавов

наблюдается перекристаллизация кобальта через жидкую фазу, приводящая к росту зерна и снижению механических свойств. Цель исследования – определить влияние наночастиц вольфрама на структурообразование сплавов Cu-Sn-Co и получить спеченные сплавы с мелкозернистой структурой.

Сплавы получали из смеси порошков технически чистых меди, олова и кобальта. Соотношение компонентов было следующим (мас. %): 46 Cu, 21 Sn, 33 Co. Средний размер частиц кобальта до спекания составлял 1,6 мкм. В смесь вводили добавки наночастиц вольфрама в количестве 2, 4 и 7 мас. %. Использовали нанопорошок вольфрама, полученный плазмохимическим способом, с размером частиц 50-80 нм. Образцы формовали односторонним статическим прессованием и спекали в вакууме при 820°С с выдержкой 20 мин. Полученные материалы исследовали методами рентгенодифракционного анализа и сканирующей электронной микроскопии.

Спекание протекало с образованием жидкой фазы, состоящей преимущественно из меди и олова, с содержанием до 3 мас. %. растворенного кобальта. После спекания в структуре материалов сохранились наночастицы вольфрама. Интерметаллидные соединения Co-W не обнаружены. С увеличением содержания наночастиц вольфрама уменьшается размер зерна кобальта (рисунок 1).

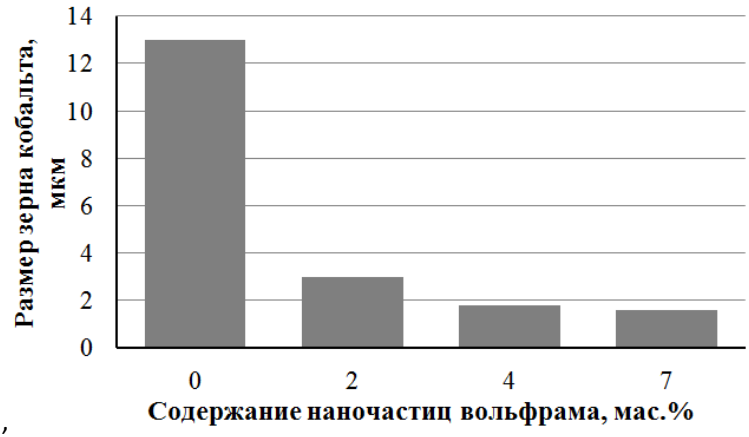


Рисунок 1 – Влияние содержания наночастиц вольфрама на размер зерна кобальта в спеченном материале Cu-Sn-Co-W

Вольфрам обладает более высокой поверхностной энергией, чем кобальт [1]. Поэтому при спекании энергетически выгодным является перенос кобальта через жидкую фазу на поверхность частиц вольфрама.

Увеличение содержания нанопорошка вольфрама в материале создает дополнительные центры кристаллизации и препятствует росту зерна кобальта. В материале, содержащем 7 мас. % наночастиц вольфрама, размер зерна кобальта практически не отличается от размера исходного кобальтового порошка.

Таким образом, введение наночастиц вольфрама способствует формированию мелкозернистой структуры в спеченном материале Cu-Sn-Co-W.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00706, https://rscf.ru/project/23-29-00706/

Список используемой литературы:

[1] L. Vitos, A.V. Ruban, H.L. Skriver, J. Kollár // Surface Sci. 1998. V. 411. P. 186–202.

ВЛИЯНИЕ ГАФНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 1570 ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Тептерев М.С. [1,2]*, Зорин И.А. [1,3], Дриц А.М. [1,2], Арышенский Е.В. [1,3]

[1] *Самарский национальный исследовательский университет им. акад. С.П. Королева, г.Самара*

[2] *АО «Самарский металлургический завод», г.Самара*

[3] *Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк*

tepterev.ms@ssau.ru

На сегодняшний день сплавы системы Al-Mg широко распространены в аэрокосмической промышленности. Сплавы 5XXX серии, как их называют по международной классификации обладают хорошей свариваемостью, высокой коррозионной стойкостью и достаточными механическими характеристиками. Для повышения прочностных показателей данные сплавы было предложено легировать переходными металлами такими как скандий и цирконий. Скандий способствует модифицированию литой алюминиевой структуры и образованию упрочняющих частиц Al_3Sc, а цирконий позволяет уменьшить долю дорогостоящего скандия и термостабилизировать вышеупомянутые частицы. Классическим сплавом системы Al-Mg-Sc-Zr является 1570. Дальнейшее повышения свойств сплава 1570 возможно за счет введения малых добавок гафния, который, как и цирконий, способен заменять скандий в частицах Al_3Sc и может образовывать защитную

оболочку, повышающую термостабильность этих частиц, и, как следствие, механические свойства. В процессе исследования были отлиты сплавы 1570 и его аналоги, содержащие 0,2% и 0,5% гафния. Гомогенизационные отжиги проходили по трем разным режимам - 370ºС – 4 часа, 440ºС – 4 часа, 370ºС – 8 часов + 440ºС – 4 часа. Для одноступенчатых режимов гомогенизации с помощью просвечивающей микроскопии было исследовано количество и размер наночастиц типа Al_3Sc. Далее образцы подвергали горячей прокатке при температуре 490ºС, подогрев образцов производился каждые три прохода, конечная толщина горячекатаных плит составляла 5 мм, после чего образцы прокатывали в холодную до толщины 2 мм суммарный процент обжатия составил 90%. После холодной прокатки образцы подвергались отжигам по режимам: 340ºС – 1 час, 340ºС – 3 часа, 370ºС – 1 час, 440ºС – 1 час, 440ºС – 3 часа, 470ºС – 3 часа, 530ºС – 3 часа. Для каждого их исследуемых состояний были проведены исследования микроструктуры и испытания на одноосное растяжение.

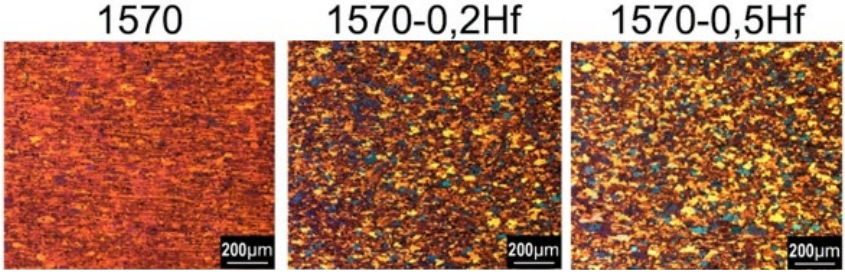


Рисунок 1 – Микроструктура отожженной холоднокатаной ленты исследуемых сплавов

Результаты показали, что гафний ускоряет процессы рекристаллизации в сплаве 1570 и оказывает положительное влияние на прочность сплава 1570 в отожженном состоянии, увеличивая его предел текучести и предел прочности. Это связано с тем, что гафний, с одной стороны, несколько уменьшает количество частиц Al_3Sc способствуя рекристаллизации. С другой стороны, гафний термостабилизирует данные частицы предотвращая их рост что и способствует повышению прочностных свойств в отожженном состоянии.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22–29–01506, https://rscf.ru/project/22-29-01506/

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg ЛЕГИРОВАННЫХ ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ (Sc, Zr, Hf, Er)

Рагазин А.А. [1,2]*, Бахтегареев И.Д. [1], Арышенский Е.В. [1,3], Арышенский В.Ю. [1,2]

[1] *Самарский национальный исследовательский университет им. акад. С.П. Королева, г.Самара*

[2] *АО «Самарский металлургический завод», г.Самара*

[3] *Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк*

**sanekragazin63@mail.ru*

Полуфабрикаты из алюминиевых сплавов системы Al-Mg широко применяются в судостроительной и аэрокосмичекой промышленности. Для увеличения механических свойств в сплавах системы Al-Mg производят легирование переходными элементами, которые в процессе термической обработки выпадают из пересыщенного твердого раствора и образуют мелкодисперсные частицы, которые препятствуют движению дислокаций в процессе пластической деформации.

Цель работы: исследование влияния температуры отжига на свойства и микроструктуру сплавов системы Al-Mg легированных Sc, Zr, Hf и Er в холоднокатанном состоянии.

Слитки получали литьем в стальной кокиль, с последующей гомогенизацией. Прокатка слитков производилась на реверсивном прокатном стане в горячую при 440°С до 6 мм, следом в холодную до 2 мм, суммарный процент обжатия составил 66%. После их отжигали при различных температурах в диапазоне от 330°С до 530°С, с выдержками 1 и 3 часа. Для определения механических свойств были проведены испытания на одноосное растяжение (Рисунок 1), кроме того, была изучена их зеренная структура.

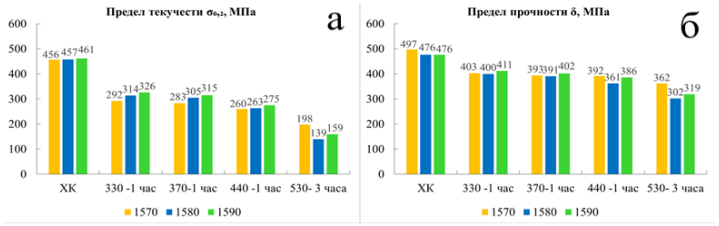


Рисунок 1 – Механические свойства исследуемых сплавов после 2-х ступенчатой гомогенизации 370˚С – 8 часов + 440˚С – 4 часа: а) предел текучести $\sigma_{0,2}$, б) предел прочности δ

Установлено, что сплав 1590 демонстрирует наиболее высокие прочностные свойства при отжигах с температурами от 330℃ до 440℃. В тоже время при повышении температуры 530℃ механические свойства снижаются. Это объясняется тем, что при температуре в 500 ℃ в сплаве 1590 происходит рекристаллизации. Для выяснения причин склонности сплава 1590 к прохождению рекристаллизации требуются дополнительные исследования.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00810.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИНЫХ СПЛАВОВ $CoCrCu_xFeNi_2$

Федотов А.Д., Логинов П.А., Левашов Е.А.
Национальный исследовательский технический университет «Московский Институт Стали и Сплавов», НИТУ «МИСИС», г.Москва
sashok12221998@mail.ru

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) – это класс материалов, представляющий собой сплавы из 5 или более компонентов. За счет комбинирования химического состава, технологии изготовления и стратегии термообработки (ТО) возможно получение ВЭС с сочетанием высокой прочности, пластичности, износостойкости, коррозионной стойкости и т.д. Широкое распространение получили ВЭС системы Co-Cr-Cu-Fe-Ni, которые отличаются высоким уровнем механических, трибологических свойств и коррозионной стойкости. Одним из недостатков существующих ВЭС CoCrCuFeNi является формирование двухфазной структуры при высоких концентрациях меди, что приводит к снижению пластичности. Целью данной работы является повышение растворимости меди в матрице CoCrFeNi за счет оптимизации химического состава (повышения содержания никеля) и подбора режимов ТО горячепрессованных порошков сплавов.

В данной работе в качестве исходных материалов были использованы металлические порошки Fe, Co (карбонильные), Ni, Cr (восстановленные) и Cu (электролитический). В качестве базового состава был выбран сплав $CoCrFeNi_2$, который дополнительно легировали медью в количестве 5-20 ат. %. Получение ВЭС осуществляли методами высокоэнергетической механической обработки (ВЭМО) порошковых смесей с помощью планетарной центробежной мельницы «Активатор-2sl», и последующим компактированием методом горячего прессования (ГП). В

результате, были получены сплавы с однородной нанокристаллической структурой. Для увеличения растворимости Cu в матрице, компактные образцы дополнительно подвергали отжигу в защитной атмосфере водорода при температуре 1000 °C в течении 1,5 ч.

В структуре порошковой смеси после 5 минут ВЭМО, наблюдались слои исходных элементов толщиной до нескольких десятков мкм, а после 30 минут смесь демонстрировала однородною структуру с равномерным распределением компонентов.

Установлено, что сплавы, полученные методом ГП, с низким содержанием меди (0-15 ат. %) обладают однофазной структурой, медь в них полностью растворена в исходном ГЦК твердом растворе. В сплавах с содержанием меди 20 ат. % обнаружено появление вторичной фазы, также являющейся ГЦК твердым раствором с преобладанием меди в составе. Исследование химического состава исходного твердого раствора показало наличие 15,2 ат. % Cu, что на 6 ат. % больше, чем в эквиатомных сплавах CoCrCuFeNi.

При исследованиях механических свойств ВЭС $CoCrCu_xFeNi_2$ установлено повышение твердости до 400 HV при максимальной концентрации меди. Все исследованные сплавы характеризовались высоким уровнем предела прочности при растяжении (900-1000 МПа).

Введение меди в матрицу $CoCrFeNi_2$ позволяет повысить износостойкость ВЭС при трении в паре с контртелом из спеченного Si_3N_4. ВЭС $CoCrCuFeNi_2$ характеризуется в 5 раз меньшим приведенным износом по сравнению со сплавом $CoCrFeNi_2$, что было реализовано благодаря твердорастворному упрочнению матрицы медью.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-79-10144.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ I-ФАЗЫ В СПЛАВАХ Al-Mn

Мочуговский А.Г. *, Яковцева О.А., Михайловская А.В.
Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, г. Москва
**mochugovskiy.ag@misis.ru*

При распаде пересыщенного твердого раствора в алюминиевых сплавах в процессе термической обработки происходит выделение дисперсоидов интерметаллических фаз, повышающих прочность и термическую стабильность структуры. В алюминиевых сплавах системы

Al-Mn могут формироваться дисперсоиды стабильной фазы Al_6Mn и ряд метастабильных кристаллических фаз.

Также при распаде пересыщенного твердого раствора в алюминиевых сплавах, содержащих Mn могут формироваться частицы с квазикристаллической структурой, так называемой I-фазы. Выделения данной фазы формируются при низких температурах отжига, не превышающих 400 °C.

Механизм и температурно-временной интервал выделения квазикристаллических дисперсоидов в процессе отжига, а также влияние легирующих элементов на их формирование изучены недостаточно. Данная работа посвящена исследованию влияния добавки Mg и условий отжига на формирование дисперсоидов I-фазы.

Температурно-временные условия формирования квазикристаллических дисперсоидов и влияние легирующих элементов на выделение I-фазы неясны. Данная работа посвящена исследованию влияния Mg, а также параметров термической и деформационной обработки, включая предварительную деформацию, на формирование частиц квазисрикталлической фазы в сплавах Al-Mn.

В результате проведенных исследований было показано, что в сплавах Al-Mn и Al-Mn-Mg выделения I-фазы с квазикристаллической структуры формировались при отжиге при 350–400 °C в течение 8–48 ч. Увеличение температуры отжига с 350 до 400 °C или времени от 8–16 до 48 ч при 350 °C приводило к трансформации мелкодисперсных дисперсоидов I-фазы в частицы кубической α-фазы с пластинчатой морфологией. В сплаве Al-Mn-Mg частицы I-фазы с квазикристаллической структуры преимущественно образуются вблизи дислокаций, тогда как в сплаве Al-Mn преимущественно на границах зерен. Добавка Mg не влияла на тип и химический состав квазикристаллических выделений, но ускоряла кинетику распада и приводила к образованию высокой плотности дисперсоидов I-фазы в теле зерна.

Исследовано влияние предварительной деформации на формирование I-фазы в сплаве Al-Mn-Mg. Отжиг при 300–350 °C литых и предварительно деформированных с обжатием 30–80 % образцов привел к выделению икосаэдрических дисперсоидов I-фазы в Mg-содержащем твердом растворе. Дисперсоиды I-фазы формировались преимущественно на дислокациях и на границах зерен/субзерен.

Предварительная деформация ускоряла распад твердого раствора, увеличивала плотность распределения дисперсоидов и упрочняющий эффект при отжиге. После отжига при 300 °C в течение 8 ч средний размер дисперсоидов I-фазы составлял 18–23 нм и существенно не менялся в зависимости от уровня предварительной деформации. После отжига при

350 °C средний размер дисперсоидов увеличился с 33 нм до 60 нм при повышении уровня предварительной деформации от 0 до 80 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 23-19-00791).

ФОТОННЫЕ КРИСТАЛЛЫ НА ОСНОВЕ АНОДНОГО ОКСИДА ТИТАНА: КОНТРОЛИРУЕМЫЙ СИНТЕЗ И ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Саполетова Н.А.*, Кушнир С.Е., Черепанова Ю.М., Белокозенко М.А., Напольский К.С.

Московский государственный университет им. М. В.Ломоносова, г.Москва

**nina@elch.chem.msu.ru*

Благодаря высокой фотокаталитической активности, низкой стоимости, высокой химической стабильности и низкой токсичности диоксид титана перспективен в качестве фотокатализатора для разложения воды, очистки природных сред от органических загрязнителей и восстановления CO_2 [1–2]. В последнее десятилетие в качестве перспективных фотокатализаторов начали рассматривать одномерные фотонные кристаллы (ФК) на основе анодного оксида титана (АОТ) [3]. Их структура представлена вертикально ориентированными плотноупакованными нанотрубками с периодическим изменением внутреннего и/или внешнего диаметра вдоль их длинной оси. ФК характеризуются наличием фотонных запрещённых зон (ФЗЗ) – диапазонов частот, в которых свет не может распространяться в материале, а отражается от его поверхности. ФК на основе АОТ проявляют более высокую фотокаталитическую активность по сравнению с нанотрубками АОТ, не обладающими периодической структурой. При этом важным параметром, определяющим фотокаталитическую активность ФК, является спектральное положение ФЗЗ. Целью настоящей работы являлась разработка метода получения ФК на основе АОТ с заданным спектральным положением ФЗЗ и исследование фотокаталитических свойств полученных образцов.

ФК на основе АОТ и фотонные гетероструктуры, состоящие из двух или трёх таких ФК, получали анодированием титана с использованием прямоугольно-волнового профиля напряжения (U) от плотности электрического заряда в электролите, содержащем 0,09 М NH_4F, 0,09 М CH_3COONH_4 и 1,2 М H_2O в этиленгликоле [4]. Нижний и верхний пределы напряжения анодирования составляли 50 и 70 В, соответственно. Из

спектрального положения ФЗЗ и толщин ФК были рассчитаны их эффективные показатели преломления (n_{eff}). Полученная зависимость n_{eff} от U, плотности электрического заряда травления и длины волны была использована для реализации анодирования в режиме изменения U от длины оптического пути (L). Методом $U(L)$ получена серия ФК с заданным положением ФЗЗ в диапазоне длин волн 400–1500 нм и интенсивностью отражения в области ФЗЗ, близкой к 100%. Отклонение экспериментального положения ФЗЗ от заданного значения составило менее 10%. Важно отметить, что предложенный метод позволяет получать ФК с различным количеством периодов и одинаковым положением ФЗЗ.

Перед исследованием фотокаталитической активности ФК, аморфный АОТ переводили в анатаз отжигом при температуре 450 °C на воздухе в течение 2 часов. Увеличение константы скорости разложения модельного красителя (метиленовый синий) под воздействием ультрафиолетового излучения наблюдалось для ФК с положением максимума одной из ФЗЗ (первого или третьего порядка) вблизи края собственного поглощения полупроводника (3,02 эВ). При этом фотокаталитическая активность ФК возрастала на 30%, когда вблизи края собственного поглощения находилась ФЗЗ третьего, а не первого порядка.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-23-20193.

Список используемой литературы:

[1] D. Chen, Y. Cheng, N. Zhou et al. // J. Clean. Prod. 2020. V. 268. #121725.

[2] T.P. Nguyen, D.L.T. Nguyen, V.-H. Nguyen et al. // Nanomaterials 2020. V. 10(2). #337.

[3] J.-F. Li, J. Wang, X.-T. Wang et al. // CrystEngComm 2020. V. 22(11). #1929.

[4] N.A. Sapoletova, S.E. Kushnir, K.S. Napolskii. // Electrochem. Commun. 2018. V. 91. #5.

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Громов В.Е. [1]*, Иванов Ю.Ф. [2], Ефимов М.О. [1], Шлярова Ю.А. [1], Панченко И.А. [1], Коновалов С.В. [1]

[1] *Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк*

[2] *Институт сильноточной электроники СО РАН, г.Томск*

* *gromov@physics.sibsiu.ru*

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), впервые описанные в начале этого века, как сплавы, содержащие 5 и более основных элементов с концентрацией каждого от 5 до 35%, обладают уникальными физико-механическими и функциональными свойствами по сравнению с традиционными легированными сплавами. Основная особенность ВЭС заключается в формировании однофазного термодинамически устойчивого и высокопрочного твердого раствора замещения преимущественно с ГЦК- или ОЦК- решеткой. Одним из наиболее перспективных и продемонстрировавших высокую эффективность методов поверхностного упрочнения является облучение низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Такая обработка обеспечивает сверхвысокие скорости нагрева поверхностного слоя и охлаждения его за счет теплоотвода в основной объем материала, в результате чего образуются субмикро- и нанокристаллические структурно-фазовые состояния. Методами современного физического материаловедения выполнены исследования структурно-фазовых состояний и свойств ВЭС CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl, полученных с помощью технологии проволочно-дугового аддитивного производства на подложке из сплава 5083 и подвергнутых электронно-пучковой обработке (ПЭМ).

Нанесение ВЭС CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl на поверхность сплава 5083 сопровождается взаимным легированием зоны контакта покрытий и подложки. В зоне контакта покрытия из ВЭС CoCrFeNiMn и подложки повышается микротвердость. Упрочнение подложки обусловлено формированием алюминидов железа ($Al_{13}Fe_4$) пластинчатой морфологии. Упрочнение ВЭС обусловлено формированием зеренно-субзеренной структуры субмикронных размеров, на границах и в объеме которых

наблюдаются наноразмерные частицы второй фазы (Al_3Ni). В зоне контакта покрытия из ВЭС CoCrFeNiAl с подложкой выявлено формирование двух типов структур. Во-первых, наноразмерных (10-20 нм) частиц оксидной фазы Al_2O_3 и MnAlO, субзерен Al и ВЭС. Во-вторых, структуры, сформированной субзернами (14-170) нм ВЭС и наноразмерными частицами $(NiCo)_3Al_4$ и $Al_{13}Fe_4$, расположенными на границах субзерен.

ЭПО зоны контакта сплава 5083 и ВЭС CoCrFeNiAl сопровождается формированием многоэлементной многофазной субмикро-нанокристаллической структуры, образовавшейся преимущественно в сплаве 5083, имеющим более низкую температуру плавления. Формируется структура высокоскоростной кристаллизации эвтектики, представленной твердыми растворами на основе Al-Mg и на основе Al и ВЭС. Зерна сплава 5083 микронных и субмикронных размеров, содержащие включения пластической и глобулярной формы из элементов сплава 5083 и ВЭС, разделены прослойками второй фазы толщиной 70-110 нм. Скалярная плотность дислокаций в объеме зерен сплава 5083 составляет $2{,}1 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$.

После ЭПО зоны контакта сплава 5083 и ВЭС CoCrFeNiMn слой, примыкающий к подложке, имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации, сформированную твердым раствором Mg и Al. По границам ячеек располагаются прослойки второй фазы, обогащенные атомами, формирующими покрытие и подложку. Центральная область зоны контакта сформирована кристаллитами пластинчатой формы, основным элементом которой является Al (77 ат.%), контактный слой, примыкающий к покрытию, имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации, образованную сплавом состава 0,17Mg-20,3Al-4,3Cr-16,7Fe-9,3Co-49,2Ni. Ячейки разделены прослойками фазы $Al_{18}Cr_2Mg_3$.

Работа выполнена в рамках государственного задания (шифр темы 0809-2021-0013).

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНОГО ЦЕМЕНТИТА В РЕЛЬСАХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Громов В.Е. [1]*, Порфирьев М.А. [1], Юрьев А.А. [1], Иванов Ю.Ф. [2], Шлярова Ю.А. [1], Панин С.В. [3]

[1] *Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк*

[2] *Институт сильноточной электроники СО РАН, г.Томск*

[3] *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г.Томск*

* *gromov@physics.sibsiu.ru*

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа проведены исследования изменения структуры, фазового состава и дефектной субструктуры по центральной оси и оси симметрии выкружки головки дифференцировано закаленных рельсов категорий ДТ350 и ДТ400ИК на различном расстоянии 0, 2, 10 мм от поверхности после пропущенного тоннажа 187÷1770 10^6 т брутто и выполнен количественный анализ перераспределения атомов углерода. Показано, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается протеканием одновременно двух процессов эволюции/деградации структуры и фазового состава колоний пластинчатого перлита, а именно: перерезания и «холодного» растворения пластин цементита. Первый процесс осуществляется по механизму перерезания карбидных частиц и последующего «растаскивания» их осколков, что сопровождается лишь изменением их линейных размеров и морфологии. Второй процесс разрушения пластин цементита в колониях перлита связан с перемещением атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации, вследствие чего становится возможным протекание структурно-фазового превращения в металле рельсов. Это обусловлено невысоким уровнем средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (~0.6 эВ) и с атомами железа в кристаллической решетке цементита (~0.4 эВ). Выявлено появление наноразмерных частиц цементита в ферритной матрице, что сопровождалось дислокационным скольжением и деформационно-индуцированным распадом твердого раствора углерода в α-Fe. С использованием представлений об уровне изгиба-кручения проведена оценка содержания углерода на структурных элементах рельсовой стали. Если в исходном состоянии углерод в основном содержится в частицах цементита, то после длительной эксплуатации рельсов местом расположения углерода, наряду с частицами цементита, являются дефекты кристаллической структуры стали (дислокации, границы зерен и субзерен). В то же время в поверхностном слое стали наличие углерода

выявлено и в кристаллической решетке α-железа. Результаты перераспределения атомов углерода интерпретированы на основе концепции о бифуркационных межузельных структурных состояниях в зонах кривизны кристаллической структуры.

При «вытягивании» атомов углерода из кристаллической решетки наблюдается изменение дефектной субструктуры карбида из-за проникновения дислокаций в решетку цементита. Однако некогерентная межфазная граница α-Fe–Fe3C будет этому препятствовать, оставляя возможным лишь диффузионный массоперенос. Он может быть реализован диффузией по междоузлиям и по деформационным вакансиям. Ротационные моды пластической деформации связаны с формированием локальной кривизны решетки; в этой связи можно полагать, что развитие подобного эффекта в металле рельса делает возможным (облегченным) перемещения атомов углерода. В силу циклического характера приложения нагрузки такой механизм может развиваться обратимо, что позволяет элементам внутренней структуры перестраиваться без образования несплошностей. Следует особо отметить, что данный процесс не носит диффузионный характер, поскольку развивается в условиях невысоких температур, а нагрузка прикладывается нерегулярно, но циклически. Таким образом, при малом пропущенном тоннаже удается сохранить минимальную дефектность металла без образования микронесплошностей. С другой стороны, при большом пропущенном тоннаже в поверхностном слое накапливается критическая плотность дефектов, что сдерживает развитие обратимой упругой деформации и вовлечение (развитие) механизма пластической дисторсии. Формирование подобной «критической» структуры будет завершаться зарождением микротрещин по усталостному механизму и выходу рельсов из строя. По этой причине повышение ресурса работы рельсов может быть достигнуто за счет как можно более длительного сохранения структуры, способной к развитию обратимых деформационных процессов, исключающих разрушение цементитных пластин в перлитных колониях с последующим перемещением атомов углерода на дефекты (дислокации) и области решетки α-железа.

ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ПОВЕДЕНИЕ ПРИ СТАРЕНИИ СПЛАВА Cu-0,5%Cr-0,08%Zr

Мартыненко Н.С. [1]*, Рыбальченко О.В. [1], Бодякова А.И. [2], Просвирнин Д.В. [1], Рыбальченко Г.В. [3], Лукьянова Е.А. [1], Юсупов В.С. [1], Добаткин С.В. [1]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2] *Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г.Белгород,*

[3] *Физический институт имени П.Н. Лебедева Российской академии наук, г.Москва*

**nataliasmartynenko@gmail.com*

Сплавы Cu-Cr-Zr являются отличными материалами для электротехнической промышленности благодаря их высокой тепло- и электропроводности. Однако электротехнические изделия, такие как электроды контактной сварки, часто работают в условиях высоких нагрузок. Поэтому материалы для таких изделий должны обладать улучшенными механическими свойствами. Поэтому в работе исследована возможность улучшения эксплуатационных характеристик сплава Cu-0,5%Cr-0,08%Zr методом ротационной ковки (РК) с последующим старением. РК проводилась на ротационно-ковочной машине РКМ 2129.02 при комнатной температуре со степенью деформации 2,77.

На рисунке 1 представлены результаты исследования микроструктуры сплава Cu-0,5%Cr-0,08%Zr до и после РК. Средний размер зерна закаленного сплава составляет 161,1 ± 13,3 мкм, а средняя ширина двойников отжига составляет 6,0 ± 0,5 мкм. РК приводит к значительному измельчению микроструктуры сплава с формированием вытянутых вдоль оси деформации зерен с шириной ~5–10 мкм. Внутри вытянутых зерен наблюдается формирование зеренно-субзеренной структуры с размером структурных элементов ~300–400 нм и полос сдвига шириной 500–600 нм. При этом старение кованого сплава при 500 °C в течение 2 ч не приводит к существенному увеличению размера элементов микроструктуры. Однако в структуре наблюдается выделение дисперсных частиц Cr размером около 3–5 нм.

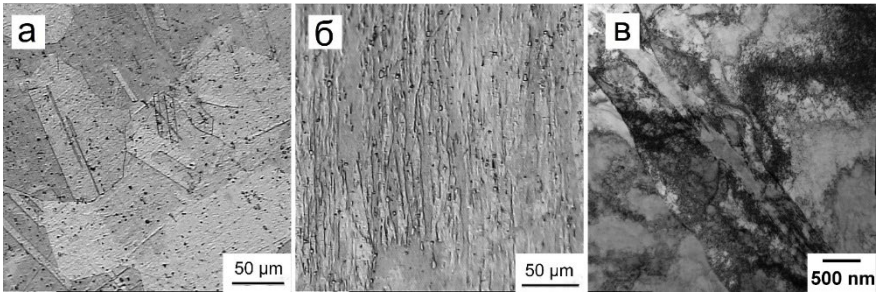


Рисунок 1 – Микроструктура сплава Cu-0,5%Cr-0,08%Zr после закалки (а), РК (б, в)

РК приводит к значительному упрочнению сплава с одновременным снижением пластичности за счет сильного измельчения микроструктуры. Предел прочности при растяжении увеличился с 227 ± 9 МПа до 433 ± 5 МПа после РК при падении пластичности с 61,0 ± 1,5 % до 16,2 ± 0,6 %. Старение приводит к дополнительному упрочнению сплава за счет выделения мелкодисперсных частиц. Прочность сплава после РК и последующего старения составляет 557 ± 18 МПа, а уровень пластичности 17,1 ± 2,6%. Кроме того, РК увеличивает предел усталости сплава со 140 до 265 МПа.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием №075-01176-23-00.

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧИСТОГО Zn И СПЛАВОВ Zn-1,7%Mg И Zn-1,7%Mg-0,2%Zr

Мартыненко Н.С.*, Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Лукьянова Е.А., Серебряный В.Н., Юсупов В.С., Добаткин С.В.
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва
**nataliasmartynenko@gmail.com*

Согласно статистическим данным на долю переломов верхних и нижних конечностей приходится более 65% травм, зафиксированных в России в 2020 г. В связи с этим, сокращение периода реабилитации пациента при переломах различной тяжести является актуальной задачей при разработке изделий медицинского назначения. Одним из наиболее перспективных вариантов решения данной задачи является разработка

нового поколения имплантатов для остеосинтеза, способных рассасываться в теле пациентов. Цинк и его сплавы являются одними из наиболее перспективных материалов для создания такого типа изделий. Однако весомым недостатком цинка является его несоответствие механическим характеристикам костной ткани. Поэтому целью данной работы было исследование влияния кручения под высоким давлением (КВД) на структуру, а также механические и коррозионные свойства чистого Zn и сплавов Zn-1,7%Mg и Zn-1,7%Mg-0,2%Zr.

В исходном состоянии сплавы отжигали при 320 °C в течение 20 ч с последующей закалкой в воде. Цинк исследовали в литом состоянии. КВД проводили под давлением 6 ГПа при комнатной температуре. Диаметр диска для КВД был равен 20 мм. Количество оборотов составило 10.

КВД всех изученных материалов приводит к формированию ультрамелкозернистой микроструктуры с размером зерна 700 – 900 нм. В случае сплавов Zn-1,7%Mg и Zn-1,7%Mg-0,2%Zr также наблюдается измельчение приграничной Mg-содержащей фазы с формированием в ней зерен размером 50 – 100 нм. Такое измельчение микроструктуры приводит к значительному росту прочности. В случае чистого Zn наблюдается рост предела прочности с 44 ± 7 до 247 ± 12 МПа, а в случае сплавов Zn-1,7%Mg и Zn-1,7%Mg-0,2%Zr с 75 ± 14 до 401 ± 16 МПа и со 125 ± 7 до 482 ± 12 МПа соответственно. При этом изменения совокупность изменений, происходящих в структуре и текстуре, приводит также к существенному росту пластичности изученных материалов. Относительное удлинение после КВД выросло до 55,1 ± 14,4%, 56,3 ± 16,9% и 4,4 ± 0,6% для чистого Zn и сплавов Zn-1,7%Mg и Zn-1,7%Mg-0,2%Zr соответственно.

Исследование коррозионной стойкости исследуемых материалов показало, что КВД приводит к небольшому росту скорости деградации чистого Zn и существенно снижает коррозионную стойкость сплавов Zn-1,7%Mg и Zn-1,7%Mg-0,2%Zr. Причиной такого поведения служат структурно-фазовые изменения, протекающие в сплаве в процессе КВД.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-23-00097.

ОБРАЗОВАНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ В СПЛАВАХ Mg-Sm-Dy ПРИ РАСПАДЕ ПЕРЕСЫЩЕННОГО МАГНИЕВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА

Лукьянова Е.А.*, Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Страумал П.Б., Темралиева Д.Р., Пенкина Т.Н., Добаткин С.В.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

**helenelukyanova@gmail.com*

Магниевые сплавы на основе системы Mg-Sm-Dy перспективны в качестве легких конструкционных материалов для промышленного применения. Редкоземельные металлы самарий и диспрозий обеспечивают повышение прочностных характеристик сплавов благодаря возможности образования пересыщенных твердых растворов на основе магния и последующего его распада при термической обработке старением с выделением упрочняющих частиц.

Исследования с использованием просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) позволили выявить особенности структур для сплавов Mg-5,7%Dy-7,6%Sm и Mg-17,1%Dy-6,3%Sm (масс. %) в зависимости от температуры и продолжительности старения (рис.1). Структура сплава Mg-5,7%Dy-7,6%Sm после старения на начальной стадии упрочнения при 200 °C, 3ч характеризуется образованием частиц в виде квадратных пластинок размером ~ 70 нм, ориентированных по трем плоскостям кристаллической решетки магниевого твердого раствора. После старения 200 °C, 32 ч, соответствующего максимуму упрочнения при этой температуре, пластинчатые частицы со средним размером ~ 25 нм не имели чётких границ и были полностью когерентны с магниевой матрицей. После старения при 200 °C при наибольшей выдержке 128 ч, когда происходит разупрочнение после максимума, наблюдались как чётко очерченные прямоугольные частицы размером ~ 30 нм, так и нечетко очерченные продолговатые частицы, размер которых также не превышал 30 нм, но вытянутые вдоль определенного направления и имеющие пластинчатую форму. Выделения в структуре сплава Mg-17,1%Dy-6,3%Sm после старения 200 °C, 128 представляли собой пластины размером ~ 40 нм с симметрией третьего порядка. При более высокой температуре старения 225 °C в течение 128 ч присутствовали крупные (~ 0,5 мкм) кристаллы равновесной фазы, которые имели пластинчатую форму и располагались симметричным образом по трем направлениям вокруг гексагональной оси магниевого твердого раствора. После старения при наибольшей температуре 250 °C и наибольшей выдержке 128 ч в структуре

наблюдались пластинки богатых редкоземельными металлами фаз, также ориентированные по трём направлениям. Они имели меньший размер (~ 100 нм), чем при температуре 225°C, и можно было предполагать, что при 250°C происходит их частичное растворение.

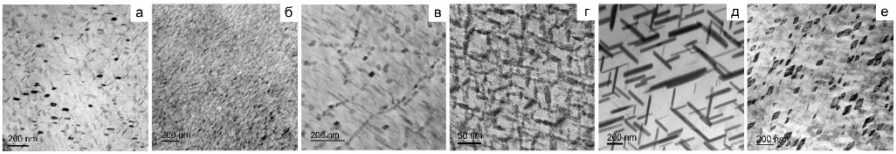


Рисунок 1 – Микроструктуры сплавов Mg-5,7%Dy-7,6%Sm (а-в) и Mg-17,1%Dy-6,3%Sm (г-е), полученные методом ПЭМ, после старения при 200 °C, 3 ч (а); 200 °C, 32 ч (б); 200 °C, 128 ч (в, г); 225 °C, 128 ч (д); 250 °C, 128 ч (е).

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием №075-01176-23-00.

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Al-Mg_2Si СПЛАВОВ С ДОБАВКАМИ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Рыбальченко О.В. [1]*, Мартыненко Н.С. [1], Рыбальченко Г.В. [2], Табачкова Н.Ю. [3,4], Лукьянова Е.А. [1], Темралиева Д.Р. [1], Тарытина И.Е. [1], Пруцков М.Е. [1], Огарков А.И. [1], Рааб А.Г. [5], Добаткин С.В. [1]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2] *Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской академии наук, г.Москва*

[3] *Институт общей физики имени А. М. Прохорова Российской академии наук, г.Москва*

[4] *Университет науки и технологий МИСИС, г.Москва*

[5] *Уфимский университет науки и технологий, г.Уфа*

**rybalch@mail.ru*

В работе исследуются Al-Mg-Si сплавы 6xxx серии, широко используемые в автомобиле- и авиастроении благодаря превосходному сочетанию прочности, высокой коррозионной стойкости и хорошей формуемости. Сплавы данной системы относятся к дисперсионно твердеющим сплавам с упрочняющей фазой Mg_2Si, которая на начальной

стадии старения проявляется в виде когерентных частиц β″ фазы, превращаясь в дальнейшем в метастабильную β′ фазу и стабильную фазу Mg_2Si. Для повышения прочностных характеристик алюминиевых сплавов в состав добавляют переходные металлы, чаще всего Sc, а также совместные добавки, такие как (Sc + Zr). Равноканальное угловое прессование (РКУП) и старение по отдельности улучшают одни механические свойства и ухудшают другие. При этом сочетание этих обработок должно приводить к повышению комплекса эксплуатационных характеристик материала. Данное исследование посвящено определению влияние РКУП при температуре 150 °C и последующего старения на структуру и прочностные характеристики Al-Mg_2Si сплавов, легированных Sc и совместными добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf). Микроструктура сплавов и выделение вторичных фаз тщательно изучены с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Методом просвечивающей электронной микроскопии показано формирование зеренно-субзеренной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в сплавах Al-Mg_2Si-(Sc + Zr), Al-Mg_2Si-(Sc + Hf) и Al-Mg_2Si-Sc с размером зерна в диапазоне 100-500 нм. Установлено повышение прочностных характеристик Al-Mg_2Si сплавов после использования равноканального углового прессования за счет формирования в них УМЗ структуры при некотором снижении пластичности.

По кривым изменения твердости и удельного электросопротивления выявлен одинаковый характер распада пересыщенного твердого раствора сплавов с добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf). Эффект обусловлен одинаковой последовательностью выделения упрочняющих фаз β″ и β′ и дисперсоидов в сплавах с совместными добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf). Получены оптимальные режимы старения для исследуемых сплавов. Наряду с распадом твердого раствора с выделением упрочняющих частиц при старении сплавов Al-Mg_2Si после РКУП протекают процессы возврата, связанные с перестройкой дислокационной структуры. Данные процессы приводят к одновременному повышению и прочности и пластичности. Кроме того, в работе отмечено повышение удельной электропроводности в Al-Mg_2Si сплавах после РКУП, а также после старения исследуемых сплавов как в исходном, так и в деформированном состояниях. Рост удельной электропроводности связан с распадом пересыщенного твердого раствора на основе Al в процессе деформации и старения.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-01176-23-00.

ВЛИЯНИЕ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ

Галиева Э.В.*, Валитов В.А., Классман Е.Ю., Ганеев А.А.
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа
**Galieva_elvina_v@mail.ru*

Как известно, повышение жаропрочных свойств за счет создания более сложных композиций жаропрочных никелевых сплавов привело к резкому повышению трудоемкости обработки этих сплавов вследствие резкого снижения их технологической пластичности. Одними из наиболее перспективных методов изготовления деталей газотурбинных двигателей (ГТД) из труднодеформируемых жаропрочных никелевых сплавов являются технологии, в которых реализуется эффект сверхпластичности (СП) [1, 2]. Расширение технологических возможностей эффекта СП за счет и снижения температуры ее проявления может быть достигнуто при использовании материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Между тем еще недостаточно изученными являются особенности формирования УМЗ структуры в сложнолегированных гетерофазных никелевых сплавах, в том числе изготовленных методом металлургии гранул, а также их влияние на СП поведение указанных материалов не только при растяжении, но и при деформации по схеме одноосного сжатия. Последняя схема деформации часто применяется в реальных технологических процессах изготовления деталей ГТД. В связи с этим данная работа посвящена исследованию микроструктурных изменений и механических свойств сплава ЭП741НП с предварительно подготовленной ультрамелкозернистой структурой после испытаний на одноосное сжатие.

По результатам исследований установлено, что в порошковом (гранульном) сплаве ЭП741НП, упрочняемом γ′-фазой на основе интерметаллида $Ni_3(Al,Ti)$, на второй низкотемпературной стадии деформационно-термической обработки (ДТО) микродуплексная структура, преобразуется в УМЗ структуру смешанного типа, которая включает УМЗ составляющую типа субмикродуплекс с размером зерен γ - фазы и некогерентных частиц-зерен γ′- фазы менее 1 мкм, а также крупных частиц-зерен γ′- фазы размером от 1,5 до 5 мкм, которые, вероятно, были унаследованы от микродуплексной структуры, образованной ранее на первой высокотемпературной стадии ДТО. Объемная доля таких крупных частиц зерен γ′- фазы не превышает 20-25%. Объемная доля рекристаллизованной УМЗ составляющей субмикродуплексного типа превышает 70%. Очевидно, что формирование в деформированных

заготовках из сплава ЭП741НП такой УМЗ структуры смешанного типа обеспечивает реализацию эффекта низкотемпературной сверхпластичности как при растяжении, так и при деформации по схеме одноосного сжатия. Следует отметить, что этот эффект проявляется при низких температурах, которые равны, или близки к температуре старения, проводимого обычно при стандартной окончательной термической обработке сплава ЭП741НП. Установлено, что после испытаний на одноосное сжатие в интервале температур 750÷950°С УМЗ микроструктура сплава ЭП741НП сохраняется равноосной. Анализ кривых напряжение-деформация после испытаний на сжатие показал, что значения напряжения течения, например, σ_{10} (при степени деформации 10%) с ростом температуры от 750°С до 950°С снижаются с 1400 МПа до 370 МПа.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта Гранта РБ молодым ученым (Грант РБ 2023-2024, соглашение №1 от 14 августа 2023 г.).

Список используемой литературы:

[1] Кишкин С.Т. Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: избранные труды (К 100-летию со дня рождения). М.: Москва, Наука,2006.

[2] Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров и др. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии. Москва, Наука, 2014.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ СМЕШАННОГО ТИПА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК79

Классман Е.Ю.*, Галиева Э.В., Валитов В.А.
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
**klassman@mail.ru*

В высоколегированных жаропрочных никелевых сплавах (ЖНС) типа ЭП975 или ЭК79 с микродуплексной структурой оптимум сверхпластичности (СП) наблюдается при высоких температурах (0,92-0,95)Tγ′ близких к температуре растворения упрочняющей γ′-фазы. Расширение технологических возможностей эффекта СП при обработке труднодеформируемых ЖНС возможно за счет увеличения скорости деформации и снижения температуры ее проявления до (0,7-0,8)Tγ′. Это может быть достигнуто в результате формирования в указанных

материалах ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с размером зерен и фаз менее 1 мкм или даже нанокристаллической структуры.

Для получения УМЗ структуры в исследуемых сплавах проводили ДТО на гидравлическом прессе усилием 6,3 МН, оснащенном изотермическим штамповым блоком в интервале температур: для сплава ЭП975 - (0,84-0,8)Tγ′, а для сплава ЭК79 в интервале температур (0,88-0,62)Tγ′. В обоих сплавах после ДТО структура представляет собой УМЗ составляющую дуплексного типа, которая состоит из частиц γ′-фазы и зерен γ-фазы размером менее 1 мкм, а также равномерно распределенных относительно крупных глобулярной формы частицы γ′-фазы.

Сравнительный анализ механических свойств сплавов ЭП975 и ЭК79 после деформации по схеме одноосного сжатия свидетельствует о существенном различии в уровне напряжений течения и в виде зависимости напряжения течения от степени деформации. В сплаве ЭП975 на начальной стадии деформации (2-5%) наблюдается пик напряжения течения и последующее снижение. Такой вид зависимости может свидетельствовать о развитии при сверхпластической деформации процессов динамической рекристаллизации и, как следствие, может привести к формированию более мелкозернистой структуры.

Максимальные характеристики сверхпластичности в сплаве ЭП975 достигаются при температуре 1000°С и скорости деформации 10^{-3} $с^{-1}$, а в сплаве ЭК79 при температуре 850°С при той же скорости деформации. Напряжения при тех же температурно-скоростных условиях имеют одинаковый уровень значений при степенях деформации 10 и 100%.

Анализ микроструктурных изменений после деформации исследованных сплавов с УМЗ структурой свидетельствует, что в процессе низкотемпературной сверхпластической деформации как по схеме одноосного растяжения, так и по схеме одноосного сжатия наблюдается сохранение равноосной УМЗ структуры, что свидетельствует о развитии основного механизма сверхпластической деформации – зернограничного проскальзывания. Повышение температуры деформации до 1000°С, как при испытаниях на сжатие, так и при испытаниях на растяжение, приводит к небольшому укрупнению зерен γ-фазы, что связано с частичным растворением более мелких (менее 1 мкм) частиц γ′-фазы.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 22-79-00271. Микроструктурные исследования и оценка механических свойств проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МОРФОЛОГИЯ МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ K_2O-TiO_2-Cr_2O_3-MnO

Саунина С.И. [1]*, Ягафаров Ш.Ш. [1], Третьяченко Е.В. [2], Макаров А.А. [2], Жуковский Л.И. [2]

[1] *Челябинский государственный университет, г.Челябинск*

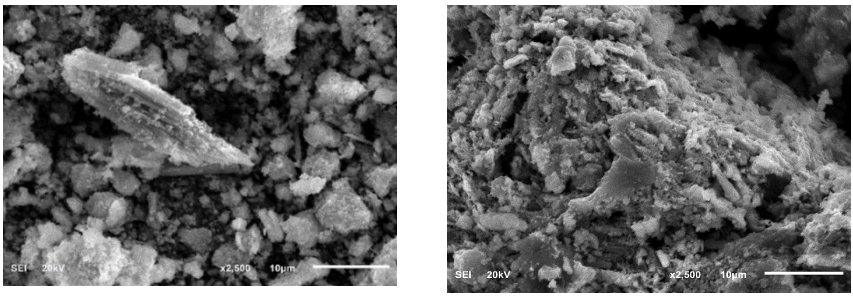
[2] *Саратовский государственный технический университет имени Ю.А. Гагарина, г.Саратов*

**sauninasi@mail.ru*

Полититанат калия (ПТК) является эффективным прекурсором для получения металл-замещенных титанатов. Температурная обработка модифицированных продуктов способна вызвать процессы кристаллизации и перекристаллизации с образованием керамических материалов, характеризующихся уникальными свойствами.

Объект исследования – образец полититаната калия, модифицированный в водном растворе солями хрома и марганца, с мольным соотношением $Mn(SO_4)\cdot 5H_2O$:$Cr_2(SO_4)_3\cdot 6H_2O$ = 1:1 при pH = 10. Методами рентгенофазового анализа, сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионного анализа изучен фазовый состав и морфология образца после термообработки при 400, 620, 900°C.

Изменение структуры при термообработке модифицированного образца ПТК проходило посредством формирования промежуточных фаз MnO_2, Cr_2O_3, Mn_3O_4 [1]. После термообработки (ТО) при 400°C образуются фазы Cr_2O_3, TiO_2 модификации анатаз и рутил; при 620°C регистрируются Cr_2O_3, TiO_2 модификации анатаз и рутил, $Mn_{2.5}Cr_{0.5}O_4$, $K_{0.76}Mn_{0.68}Ti_{1.32}O_4$ и $K_{1.5}(Cr_{1.5}Ti_{6.5})O_{16}$. После термообработки при 900°C формируются фазы TiO_2 модификации анатаз, фаза со структурой типа голландита $KMnTi_3O_8$, кубическая шпинель - $Mn_{1,5}Cr_{1,5}O_4$.



а б

Рисунок 1 – Морфология частиц модифицированного ПТК термообработка: (а) 620°C, (б) 900°C

На рисунке 1 представлено электронно-микроскопическое изображение образца при различных температурах ТО. Наблюдается образование слоистых рыхлых частиц с выраженным рельефом по поверхности, при этом на поверхности данных частиц наблюдаются поры, размер которых составляет десятки нанометров. Методом энергодисперсионного анализа не удалось определить фазовый образовавшихся частиц.

Переменная валентность металла в октаэдрах полианионов, обусловленная количеством и ионным зарядом канальных катионов, делает голландитоподобные твердые растворы системы K2O-MnO-Cr2O3-TiO2, а также керамические композиты на их основе перспективными материалами для элементов электронных устройств.

Список используемой литературы:

[1] V.B. Nalbandyan, E.A. Zvereva, G.E. Yalovega et al. // Inorg. Chem. 2013. V. 5. #11850.

НЕСТАБИЛЬНОСТЬ НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР ГЦК КРИСТАЛЛОВ

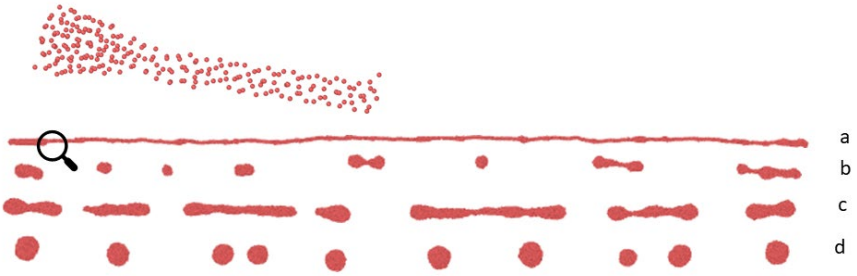
Белошапка В.Я.

Азовский государственный педагогический университет, г.Бердянск

bel_val1955@mail.ru

Потеря стабильности кристаллической структуры с последующей её перестройкой - часто встречающееся явление в физике наносистем. При этом, механизмы трансформации структуры, как правило, сложны и к настоящему времени недостаточно изучены. Сложность их экспериментального изучения связана с малыми временами процесса перестройки. Монокристаллические частицы и нанопровода (Nr) малых диаметров ГЦК металлов метастабильны и трансформируются в структуры, часто содержащие в объеме икосаэдры (Ic) с гранями (111). В работе методами молекулярной динамики с использованием EAM потенциалов изучены механизмы структурной перестройки частиц и нанопроводов таких металлов как Ni, Cu, Au, Ag, Pt, Pd, Al, Pb. Использование EAM потенциалов для этих металлов дали значения: постоянной решетки, энергии связи и упругих констант c11, c12 и c44, хорошо согласующихся с табличными. Анализ перестройки проводился с визуализацией атомной структуры и вычислений температурных зависимостей потенциальной энергии систем. Исходные ГЦК частицы имели форму кубооктаэдров с магическим числом атомов от 13 до 2089.

Нанопровода с диаметром d ⩽3 нм и длиной L≈ 1000d ориентировались вдоль направления [111]. Для ГЦК частиц всех перечисленных металлов переход ГЦК → Ic был необратим и происходил по одному и тому же сценарию. Временной промежуток структурной перестройки не превышал 10^{-10}с. Вычисления свободной поверхностной энергии и упругой объемной энергии свидетельствуют, что потеря стабильности структур обусловлена тем, что уменьшение свободной энергии при перестройке превосходит рост упругой объемной энергии. Нанопровода изучались как со свободными концами, так и при периодических граничных условиях. Существенных отличий в их поведении, при этом, не наблюдалось. Перестройка структур (Nr) с d > 1нм и более тонких качественно разнилась.



На рис. a,b показан Nr с d ≈ 0.4нм, Ni, T=900 K(a) и T=1050 K(b); на рис. c, d с d ≈ 2нм, Ni, T=1250K. В первом случае до распада на каплевидные фрагменты структура трансформировалась так, что состояла преимущественно из икосаэдров с одной или несколькими оболочками. Соседние икосаэдры были встроены друг в друга, могли иметь отсутствующие фрагменты и быть деформированными, как это видно на вставке к рисунку a. Такая структура оставалась стабильной при длительном отжиге. При дальнейшем повышении температуры происходил распад на каплевидные фрагменты, имеющие к концу распада почти сферическую форму. Во втором случае (рис. c, d) распад структуры происходил с образованием утонченного участка (шейки) аналогично струе жидкости. Однако, отношение расстояния между фрагментами и диаметром Nr отличается от его характерного значения для жидкой струи.

О КАРБОГИДРИДОПОДОБНЫХ НАНОСЕГРЕГАЦИЯХ НА ДИСЛОКАЦИЯХ В МАРТЕНСИТНОЙ И ФЕРРИТНОЙ СОСТАВЛЯЮЩИХ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С НАВЕДЕННОЙ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПЛАСТИЧНОСТЬЮ

Нечаев Ю.С. [1], Денисов Е.А. [2], Филиппова В.П. [1], Мишетьян А.Р. [1], Матросов М.Ю. [1], Филиппов Г.А. [1]

[1]*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, г.Москва*

Yuri1939@inbox.ru, Mishetyan@bk.ru

[2]*Санкт-Петербургский государственный университет, г.Санкт-Петербург*

Denisov70@bk.ru

Работа посвящена изучению термодинамических характеристик фазоподобных «атмосфер» Коттрелла (карбогидридоподобных косегрегаций углерода и водорода) на дислокациях в мартенситной и ферритной составляющих в аустенитной стали с наведенной превращением пластичностью (ТРИП-сталь) в связи с проблемами деформационного старения, водородного охрупчивания и стресс-коррозионного разрушения сталей при эксплуатации в магистральных трубопроводах.

При этом используются методологические подходы и результаты работ [1-15], в частности, результаты [2, 3, 12] анализа и сопоставления данных по трехмерной атомно-зондовой томографии [1] и данных по термодесорбции водорода [13, 14].

Особое внимание уделено углубленной обработке (новая методология [10, 11]) и анализу термодесорбционных спектров водорода [13, 14] для ряда сталей и железа (в качестве материала сравнения).

Список используемой литературы:

[1] Wilde J., Cerezo A., Smith G.D.W. // Scripta Materialia. 2000. V. 43. № 1. P. 39.

[2] Нечаев Ю.С. // УФН. 2011. Т. 181. № 5. С. 483.

[3] Нечаев Ю.С. // УФН. 2008. Т. 178. № 7. С. 709.

[4] Нечаев Ю.С. // Материаловедение. 2009. № 3. С. 50.

[5] Комментарии В.Н. Чувильдеева к статье Ю.С. Нечаева. // Материаловедение. 2009. № 4. С. 60.

[6] Ответ автора на "Комментарии В.Н. Чувильдеева к статье Ю.С. Нечаева". // Материаловедение. 2009. № 6. С. 55.

[7] Nechaev Yu.S., Filippov G.A. // Defect and Diffusion Forum (DDF). 2001. V. 194-199. P. 1099.

[8] Nechaev Yu.S. // Solid State Phenomena. 2008. V. 138. P. 91.

[9] Nechaev Yu.S., Burzhanov A.A., Filippov G.A. // Adv. in Mater. Sci. 2007. V. 7. № 1. P. 166.

[10] Nechaev Yu.S., Alexandrova N.M., Cheretaeva A.O., Kuznetsov V.L., Öchsner A., Kostikova E.K., Zaika Yu.V. // Int. J. Hydrogen Energy. 2020. V. 45. № 46. P. 25030.

[11] Нечаев Ю.С., Александрова Н.М., Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Денисов Е.А., Костикова Е.К. // Известия РАН. Серия Физическая. 2021. Т. 85. № 7. С. 910.

[12] Нечаев Ю.С., Денисов Е.А., Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Морозов Н.С., Филиппова В.П., Александрова Н.М. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2023 (в печати).

[13] Escobar D.P., Verbeken K., Duprez L., Verhaege M. // Mater. Science and Engineering: A. 2012. V. 551. P. 50.

[14] Escobar D.P., Depover T., Duprez L., Verbeken K., Verhaege M. // Acta Mater. 2012. V. 60. P. 2593.

[15] Мишетьян А.Р. Особенности механизмов разрушения и деформационного старения в зависимости от структурного состояния низколегированных трубных сталей: Диссертация на соискание ученой степени к.т.н.: 2.6.1. Москва: ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», 2022. 145 с.

ВЛИЯНИЕ НЕБОЛЬШИХ ДОБАВОК Sc И Zr НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Si С ИЗБЫТКОМ Si

Лапшов М.А. [1,2]*, Арышенский Е.В. [2,3], Коновалов С.В. [2,3], Малкин К.А. [2]

[1] *АО «СМЗ», г.Самара*

[2] *Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г.Самара*

[3] *Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк*

**lapshov.m.syz@gmail.com*

Алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si, называемые в отечественной литературе так же авиациями, широко распространены в автомобильной и авиационной промышленности благодаря таким качествам как высокая пластичность, свариваемость и коррозионная стойкость. Основной упрочняющей фазой в данном типе сплавов является фаза β'' (Mg_5Si_6) – модификация силицида магния (Mg_2Si). Стехиометрический состав магния к кремнию (2:1) соответствует

массовому соотношению 1,73, т.е. в случае отклонения появляется свободный кремний или магний. Добавки скандия в алюминий повышают, прочностные свойства, за счет образования нанодисперсоидов Al_3Sc, и модифицируют литую структуру. Однако добавление скандия в кремниево содержащие сплавы является непростой задачей т.к. эти элементы образуют как упрочняющие $(AlSi)_3Sc$, так и не влияющие на прочность $AlSc_2Si_2$. Кроме того, недавние исследования показали, что малые добавки скандия могут косвенно улучшать механические сплавов Al-Mg-Si. В работе исследовано влияние малых добавок скандия 0,05 % на формирование механических свойств и микроструктуры при искусственном старении сплавов системы Al-Mg-Si. После искусственного старения с различным временем выдержки определялась микротвёрдость, а также с помощью просвечивающей микроскопии исследовались упрочняющие наноразмерные частицы. Влияние времени искусственного старения на микротвердость представлено на рис.1.

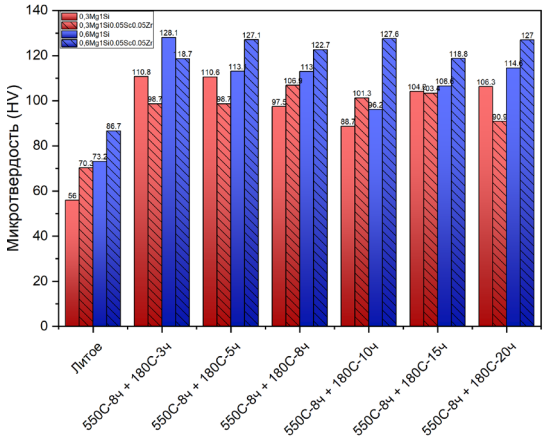


Рисунок 1 – Микротвердость сплавов Al-Mg-Si-(Sc-Zr)

Результаты исследования показывают положительное влияние малых добавок скандия на прочностные свойства, что достигается, во-первых, за счет более ускоренного формирования зон Гинье-Престона, а во-вторых за счет повышении термостабильности β'' (Mg_5Si_6). В то же время значительно сильнее данный эффект выражен в сплаве с соотношением Mg/Si = 0,6.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 21-19-00548.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ДИСТИЛЛИРОВАННОГО ДИСПРОЗИЯ МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ

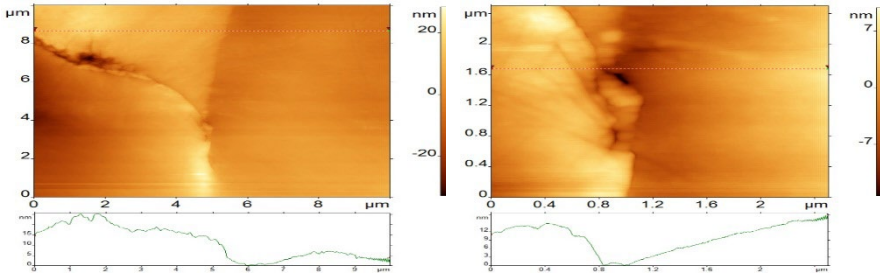
Прокофьев П.А. [1]*, Кольчугина Н.Б. [1], Дормидонтов Н.А. [1], Бакулина А.С. [1], Никитин А.А. [2]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2] *Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», г.Москва*

Одним из перспективных магнитокалорических материалов для технологии магнитного охлаждения являются тяжелые редкоземельные металлы (РЗМ), являющиеся бесконечным источником для исследования магнитных явлений и эффектов магнитного поля, которые могут быть использованы на практике. Это связано с высоким магнитным моментом РЗМ и тем, что их температуры магнитного фазового превращения охватывают диапазон от криогенных до комнатных температур. Как известно, получение редкоземельных металлов сверхвысокой чистоты представляет собой чрезвычайно трудную и сложную задачу, и даже следовые количества примесей на уровне ppm или суб-ppm, в частности примеси внедрения, могут существенно влиять на физические и химические свойства РЗМ [1] и температуры магнитных фазовых переходов и их полноты.

Исследование примесного состава и микроструктуры проводились на образцах высокочистого диспрозия, полученного методом вакуумной сублимации [2]. Методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) в полуконтактном режиме получены данные о микроструктуре, а также установлены места сегрегации примесей (оксидные включения, примесные металлы, соединения на основе фтора). Микроструктура возгоненного диспрозия представлена крупными протяженными кристаллитами. АСМ изображения, приведенные на рисунке 1, характеризуются наличием по границам кристаллитов темных включений, являющихся примесями. Методом сканирующей электронной микроскопии (локальный химический анализ) установлено присутствие фторидов и оксидов диспрозия. Наблюдаемые размытия на АСМ-изображениях связаны с высокой реакционной способностью диспрозия (образование оксидных пленок) и затрудняют визуализацию наноразмерных зерен внутри кристаллитов (рисунок 1 (б)).



а б

Рисунок 1 – АСМ-изображение сублимированного Dy: (а) выделения примесей на границах зерен-кристаллитов и (б) мелкие зерна, включающие кристаллиты.

Таким образом методом АСМ показано наличие примесей по границам кристаллитов в высокочистом сублимированном диспрозии, а также формирование пакетной структуры (со средним размером зерна 200 – 800 нм) в пределах одного кристаллита.

Список используемой литературы:

[1] Y. Waseda, M. Isshiki, Purification Process and Characterization of Ultra High Purity Metals: Application of Basic Science to Metallurgical Processing, Springer Berlin Heidelberg, 2012.

[2] G.G. Deviatykh, G.S. Burkhanov, High-Purity Refractory and Rare Metals, Cambridge International Science Publishing Ltd, Cambridge, 1997.

СИНТЕЗ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ БИНАРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ ПОДГРУПП ТИТАНА И ВАНАДИЯ ЗАДАННОЙ ФОРМЫ

Ковалев И.А.*, Кочанов Г.П., Шевцов С.В., Дробаха Г.С., Львов Л.О., Шокодько А.В., Чернявский А.С., Солнцев К.А.

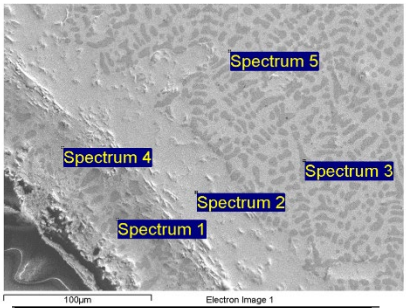
[1] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

**vankovalskij@mail.ru*

Современная технология и техника требует все более высокотемпературные термоэлектрические материалы (работа при более высоких температурах, получение изделий из этих материалов со сложными формами, с высокими эксплутационными характеристиками, с высокой чувствительностью и стабильность характеристик материалов во времени при высоких температурах). Поэтому современное положение по

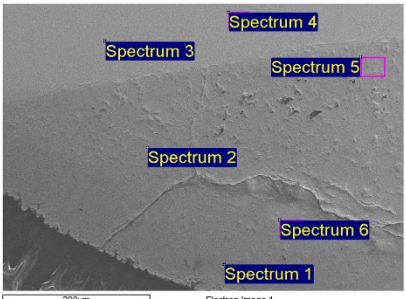
термоэлектрическим материалам основано на создании сложных бикомпонентных металлических, металлокерамических и керамических композитных структур [1]. Термоэлектричекие преобразователи на основе нитридов металлов подгруппы титана и ванадия используются в виде пленок [2].

Целью данной работы является исследование области контакта ветвей керамической термопары на основе нитридов переходных металлов подгруппы титана и ванадия, полученной методом окислительного конструирования [3]. Классическими методами получения керамических изделий, такими как спекание порошков, изготовление термопары не представляется возможным. Поэтому был выбран подход окислительного конструирования, который состоит в резистивном нагревании заготовки в атмосфере молекулярного азота. В работе была проведена контролируемая нитридизация биметаллических пластин систем. Керамические нитриды сохраняют форму исходных металлов. Полученные образцы проявляют термоэлектрические свойства.



Spectrum	N	V	Zr
Spectrum 1	54,80	44,80	0,40
Spectrum 2	0	1,21	98,79
Spectrum 3	0	87,50	12,50
Spectrum 4	51,60	8,91	39,48
Spectrum 5	0	72,67	27,33

а



Spectrum	N	V	Ta
Spectrum 1	52,58	44,63	2,79
Spectrum 2	48,65	47,29	4,06
Spectrum 3	0,00	0,00	100,00
Spectrum 4	0,00	0,00	100,00
Spectrum 5	42,62	50,9	6,48
Spectrum 6	52,22	61,93	7,46

б

Рисунок 1 – Структура исследуемого бинарного спая в месте сплавления двух металлов, где (а) нитридизация пары Zr-V, (б) нитридизация пары V-Ta

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-13-00324.

Список используемой литературы:

[1]. Куритник И.П., Бурханов Г.С., Стадник Б.И. Материалы высокотемпературной термометрии. М.: Металлургия, 1986.

[2]. Yage Wu, FenRan. Vanadium nitride quantum dot/nitrogen-doped microporous carbon nanofibers electrode for high-performance supercapacitors // Journal of Power Sources, 2017, Volume 344, Pages 1-10.

[3]. Солнцев К. А., Шусторович Е. М., Буслаев Ю. А. Окислительное конструирование тонкостенной керамики // Доклады академии наук, – 2001. Т. 378. № 4. С. 492-499.

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ДЕГРАДАЦИЮ И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ *IN VITRO* ОТНОСИТЕЛЬНО КЛЕТОК КРОВИ СПЛАВА Zn-1,7%Mg

Шинкарева М.В. [1,2]*, Анисимова Н.Ю. [1,2,3], Мартыненко Н.С. [1], Киселевский М.В. [2,3], Рыбальченко О.В. [1], Рыбальченко Г.В. [4], Темралиева Д.Р.[1], Лукьянова Е.А. [1], Добаткин С.В. [1]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2] *Университет науки и технологий МИСИС, г.Москва*

[3]*Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина Минздрава России, г.Москва*

[4]*Физический институт имени П.Н. Лебедева Российской академии наук, г.Москва*

**m.shinkareva29@mail.ru*

Для предотвращения развития лейкопении у онкологических больных после химио- и радиотерапии рекомендовано применение гемостимуляторов. Для повышения эффективности процедуры и удобства для пациента вместо системного введения было предложено использование гемостимулирующего имплантата. Такой имплантат должен быть изготовлен из биосовместимых и биодеградируемых материалов, представителями которых являются сплавы системы Zn-Mg. Однако скорость их деградации в гомогенном состоянии достаточно низкая. Поэтому для оптимизации биодеградации сплавов применяется механическая обработка путем кручения под высоким давлением (КВД), способствующих измельчению структуры вплоть до ультрамелкозернистой (УМЗ).

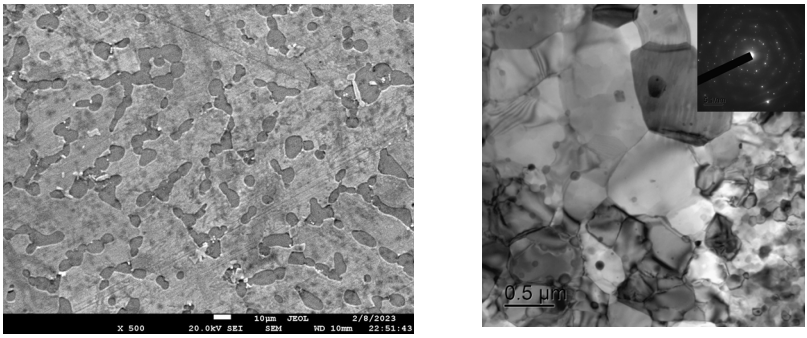
Целью данного исследования являлась оценка влияния обработки КВД на микроструктуру, биодеградацию и биосовместимость *in vitro* сплава Zn-1,7%Mg относительно эритроцитов и лейкоцитов, выделенных из периферической крови мыши линии Balb/C.

Выплавку сплава осуществляли в лабораторных условиях с использованием следующих шихтовых материалов: цинк ЦВ00 (99,997 масс. % Zn) и магний Мг95 (99,95 масс. % Mg). Плавка велась в индукционной печи в графитошамотном тигле на воздухе без использования защитных флюсов. Далее сплав был подвергнут гомогенизационному отжигу при 340 °C в течение 20 часов с последующей закалкой в воду. Микроструктуру сплава в исходном состоянии исследовали методом сканирующей электронной микроскопии на JSM-7001F. Микроструктуру сплава после КВД исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM 2010, работающем под напряжением 200 кВ. После стерилизации образцы (одна четвертая диска диаметром 1 см, N=3) выдерживали в полной питательной среде сроком до 1 месяца при 37 °C в атмосфере 5% углекислого газа для изучения деградации с последующей оценкой изменения массы. Биосовместимость оценивали, сравнивая изменение гемолиза (2ч) и цитотоксичности (24ч) для клеток крови после инкубации с образцами, обработанными КВД и в гомогенном состоянии, с использованием спектрофотометрии и оценки активности внеклеточного лактатдегидрогеназы, соответственно. Результаты были представлены в формате среднее значение ± стандартное отклонение. Для сравнительного анализа использовали t-критерий Стьюдента, достоверными считали отличия при $p < 0,05$. В интактном контроле клетки инкубировали без образцов.

Структура сплава в исходном состоянии состоит из дендритных ячеек α-Zn средним размером ~ 25 мкм, окруженных недорастворившейся прослойкой фаз Mg_2Zn_{11} и $MgZn_2$. После КВД происходит существенное измельчение зерна сплава с формированием УМЗ микроструктуры. Структура сплава после КВД состоит из рекристаллизованных зерен α-Zn правильной формы со средним размером ~750 нм, а также измельчившейся эвтектической фазы, окружающей эти зерна. При этом приграничная зона состоит из мелких зерен дробленной фазы средним размером ~30 – 50 нм. В то же время КВД не оказывает существенного эффекта на коррозионную стойкость сплава, однако наблюдается тенденция к увеличению скорости деградации. Скорость деградации сплава в исходном состоянии составила 0,23 ± 0,16 мм/год. После КВД данный параметр равен 0,31 ± 0,20 мм/год.

Результаты изучения гемолиза и цитотоксичности показали, что оба типа образцов сплавов являются биосовместимыми, поскольку инкубация

с ними не приводит к достоверному изменению состояния клеток в сравнении с интактным контролем. Достоверных отличий между активностью образцов в гомогенном состоянии и после КВД не обнаружены.



(а) (б)

Рисунок 1 – Микроструктура сплава Zn-1,7%Mg до (а) и после КВД (б)

Таким образом, изученный метод механической обработки путем КВД сплава Zn-1,7Mg следует считать перспективным для получения гемостимулирующего имплантата, поскольку он приводит к ускорению биодеградации при сохранении биосовместимости скаффолда за счет измельчения микроструктуры.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-13-00024.

ЦИТОТОКСИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ МИКРОИГОЛЬНЫХ ПАТЧЕЙ С ЧАСТИЦАМИ МАГНИЯ ДЛЯ ФОТОДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕРАПИИ ОНКОЛОГИЧЕСКИХ БОЛЬНЫХ

Макринский К.И. [1]*, Оганнисян Э.А. [2], Мартыненко Н.С. [3], Новрузов К.М. [4], Анисимова Н.Ю. [3,4], Грицай А.Н. [2], Алдушкина Ю.В. [2], Киселевский М.В. [4]

[1] ИФХЭ РАН, г.Москва

[2] НИИ урологии и интервенционной радиологии им. Н.А. Лопаткина — филиала ФГБУ «НМИЦ радиологии» Минздрава России, г.Москва

[3] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

[4] ФГБУ «НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, г.Москва

[*]kirmak1999@gmail.com

Фотодинамическая терапия предполагает введение фотосенсибилизатора, преимущественно накапливающегося в опухолевых клетках, с последующей его активацией лазерным облучением. В настоящее время стандартным способом введения фотосенсибилизатора в организм больного является внутривенная инъекция, что может приводить к развитию спектра нежелательных явлений. Для локализованного трансдермального введения препарата в область опухолевого узла было предложено использовать микроигольчатый патч из биодеградируемого полимера, дополненного частицами магния. Вариация размера частиц магния вплоть до нанометровых масштабов может стать эффективным способ контроля кинетики высвобождения лекарственных средств.

Для изготовления патчей водный раствор гиалуроновой кислоты, содержащий препарат «Фотосенс®» (АО "НИОПИК", Россия), при pH = 11 смешивали с микрочастицами магния. Полученную смесь заливали в силиконовую форму и выдерживали под вакуумом для удаления пузырей воздуха. Для изготовления контрольных патчей использовали только раствор гиалуроновой кислоты. Исследование цитотоксической активности изготовленных образцов производили на клетках линии рака яичников человека SCOV3 (банк клеточных линий НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина) in vitro. С этой целью клеточную культуру рассевали в лунки 24-луночного планшета (Nunc, USA) и инкубировали в полной питательной среде на основе DMEM (Sigma-Aldrich, USA), дополненной 10% фетальной телячьей сыворотки (HyClon, ThermoFisher, USA), пенициллином-стрептомицином и глутамином (ПанЭко, Россия). Через 24 ч в лунки с клетками вносили патчи с микрочастицами и контрольные

образцы, выдерживали 15 минут, а затем со стороны дна лунки облучали в режиме красным диодом с длиной волны 650 нм в течение 60 сек. Для оценки воздействия лазером в монорежиме клетки подвергали облучению без фотосенсебилизатора. В качестве интактного контроля использовали клетки, которые инкубировали в среде без фотосенсибилизатора и без воздействия облучением диода. Результат учитывали через 4 часа, оценивая жизнеспособность клеток в тесте с МТТ (ПанЭко, Россия) и нарастание апоптоза в тесте связывания Annexin V (The Muse® Annexin V & Dead Cell Kit, LumexCorp, USA) методами спектроскопии и проточной цитометрии, соответственно.

В результате проведенных исследований было установлено, что воздействие изучаемого патча для фотодинамической терапии после активации красным светом, способствовало достоверному снижению жизнеспособности опухолевых клеток в сравнении с интактным контролем на 32±9 % ($p=0.021$). Изучение механизма данного эффекта показало, что снижение жизнеспособности клеток было обусловлено гибелью клеток вследствие некроза, при этом не наблюдали достоверного уменьшения концентрации апоптотических Annexin V(+) клеток относительно интактного контроля (28±12 % и 30±3% ($p=0.08$), соответственно), что характерно для противоопухолевого эффекта фотодинамической терапии. Воздействие контрольного патча и облучения в монорежиме не приводило к достоверному изменению обоих изученных показателей ($p>0.05$).

Разработанные прототипы медицинских изделий могут быть перспективны для модификации фотодинамической терапии злокачественных новообразований. Новизной данного подхода является возможность локализованного введения фотосенсибилизатора в ткань опухоли, а использование частиц магниевого сплава обеспечивает усиление эффективности доставки действующего вещества к клеткам мишеням, что позволит повысить эффективность противоопухолевого лечения и снизит риск развития осложнений из-за накопления фотосенсибилизатора в здоровых тканях.

МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ Mg-6%Ag И Mg-1,1%Zn-1,7%Dy, УПРОЧНЕННЫХ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ

Мартыненко Н.С. [1], Темралиева Д.Р. [1]*, Лукьянова Е.А. [1], Рыбальченко О.В. [1], Рыбальченко Г.В. [2], Тарытина И.Е. [1], Юсупов В.С. [1], Добаткин С.В. [1], Эстрин Ю.З. [3,4]

[1]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2]*Физический институт имени П.Н. Лебедева Российской академии наук, г.Москва*

[3]*Университет им. Монаша, г.Мельбурн (Австралия)*

[4] *Университет Западной Австралии, г.Перт (Австралия)*

diana4-64@mail.ru

Использование магния и магниевых сплавов в медицине становится все более актуальным, так как они имеют высокую степень совместимости с биологическими тканями и способность к естественному разложению. Их применение в качестве биоразлагаемых имплантатов набирает обороты. Тем не менее, высокая скорость коррозии и недостаточная прочность чистого магния могут ограничивать его применение в данной области. Поэтому для улучшения устойчивости к коррозии можно применять легирование, которое поможет придать дополнительные функциональные свойства сплавам. Например, добавка серебра придаст изделиям антибактериальные свойства, а добавка диспрозия - противоопухолевый эффект. Для улучшения механических свойств, целесообразно применять методы деформационной обработки, например ротационную ковку (РК). Поэтому целью данной работы было изучение влияния ротационной ковки на структуру, механические и коррозионные свойства сплавов Mg-6%Ag и Mg-1,1%Zn-1,7%Dy.

Выплавка сплавов была осуществлена в индукционной печи при температуре 720 °С в защитной атмосфере, содержащей Ar с добавлением 3% объема SF_6. После этого слитки были подвержены процессу гомогенизации при температурах 525 ºС (Mg-1,1%Zn-1,7%Dy) в течение 8 ч и 425 ºС (Mg-6%Ag) в течение 16 ч с последующей закалкой в воде. РК проводилась по следующим режимам: для сплава Mg-6%Ag – 400→350→300 ºС (логарифмическая степень деформации увеличивалась до 2,77) и при постоянной температуре 400 ºС для сплава Mg-1,1%Zn-1,7%Dy РК (степень деформации увеличивалась до 2,31).

Результаты микроструктурного анализа показали, что в исходном состоянии структура сплава Mg-6%Ag состоит из зерен размером 70,9 ± 4,0 мкм. После РК наблюдается заметное измельчение зерна до ~3-4 мкм и

выпадение частиц фазы $Mg_{54}Ag_{17}$, размер которых составляет ~500 нм. В сплаве с диспрозием в исходном состоянии средний размер зерна составляет ~300-400 мкм. После деформационной обработки наблюдается формирование неоднородной структуры с областями, содержащими как более крупные (~30-40 мкм) так и более мелкие зерна (~5-10 мкм).

РК приводит к повышению механических свойств обоих сплавов. Так в сплаве Mg-6%Ag условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) повышается с 51 ± 4 МПа до 311 ± 15 МПа, предел прочности (σ_B) – с 209 ± 11 МПа до 348 ± 12 МПа, при этом наблюдается снижение относительного удлинения (δ) с 21,4 ± 5,6 % до 14,7 ± 1,5 %. В случае сплава Mg-1,1%Zn-1,7%Dy $\sigma_{0,2}$ увеличивается с 25 ± 3 МПа до 219 ± 1 МПа, σ_B – с 70 ± 13 МПа до 267 ± 4 МПа, без существенного снижения пластичности (δ– 23,1 ± 5,1% и 21,1 ± 1,6% в исходном состоянии и после РК соответственно).

Результаты исследования коррозионной стойкости после 7 дней инкубации в симулирующей кровь среде показали, что РК приводит к увеличению скорости деградации сплавов Mg-6%Ag и Mg-1,1%Zn-1,7%Dy. Так скорость деградации сплава с добавкой серебра в исходном состоянии составляет 0,77 ± 0,06 мм/год, а после РК – 2,86 ± 0,31 мм/год. В сплаве Mg-1,1%Zn-1,7%Dy в исходном состоянии скорость деградации составляет 1,19 ± 0,37 мм/год, в то время как после ковки – 3,46 ± 1,06 мм/год.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием №075-01176-23-00.

ВЛИЯНИЕ ЛИТИЯ НА ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА ГИДРОКСИАПАТИТА, АКТИВИРОВАННОГО ЦЕРИЕМ

Демина А.Ю., Петракова Н.В., Никитина Ю.О., Баранов О.В., Егоров А.А.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г. Москва

**deminaanna97@gmail.com*

В современной науке активно разрабатываются многофункциональные остеопластические материалы, которые имеют потенциал для замещения поврежденной костной ткани и стимуляции образования новой кости в зоне дефекта. Кроме того, такие материалы обладают специфическими функциональными свойствами, такими как антибактериальные, люминесцентные, электрические и магнитные [1], что

делает их особенно интересными для различных медицинских применений.

Гидроксиапатит (ГА, $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$) привлекает особое внимание исследователей, поскольку обладает уникальными свойствами биосовместимости и химической схожестью с минеральной составляющей костной ткани, а его способность к образованию твердых растворов замещения благодаря существованию двух неэквивалентных позиций кальция [2] обуславливает возможность введения в структуру широкого ряда других катионов. Так, например, исследования показали, что введение церия (Ce^{3+}) в ГА наделяет материал антибактериальными свойствами [3], что позволит снизить использование комплексной антибактериальной терапии и риски отторжения имплантата в постоперационный период. Введение лития (Li^+) в небольших количествах потенциально оказывает индуцирующее действие на пролиферацию клеток и стимулировать выработку гормона, используемого для лечения остеопороза [4].

В настоящей работе обсуждаются результаты синтеза гидроксиапатита кальция, содержащего катионы лития (Li^+) и / или (Ce^{3+}) в ряду концентраций 0,1-1 мол.%, методом осаждения из водных растворов в соответствии с методикой, описанной в [5], и изучение его физико-химических свойств. Исследование состава синтезированных образцов проводили методами РФА, ДТА И СЭМ. Также изучены люминесцентные свойства синтезированных порошков.

Обнаружено, что для получения монофазных порошков ГА при синтезе необходимо вводить избыток кальций-содержащего компонента. Также выявлено, что после термообработки в воздушной среде в церий-замещенных образцах наблюдается примесь фазы CeO_2. Однако у порошков ГА, совместно допированных Li^+ и Ce^{3+}, рефлексы фазы диоксида церия выражены слабо. При одинаковых концентрациях церия интенсивность люминесценции образцов, содержащих Li^+ и Ce^{3+} выше; с увеличением концентрации допантов отмечено увеличение интенсивности люминесценция.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-23-00640.

Список используемой литературы:

[1] Uskoković V. Ion-doped hydroxyapatite: An impasse or the road to follow? // Ceram. Int. 2020. V. 46. № 8. P. 11443–11465.

[2] Hughes J.M., Rakovan J. The crystal structure of apatite, $Ca_5(PO_4)_3(F,OH,Cl)$ // Phosphates Geochemical, Geobiol. Mater. Importance. 2019. V. 48. P. 1–12.

[3] Lin Y., Yang Z., Cheng J. Preparation, Characterization and Antibacterial Property of Cerium Substituted Hydroxyapatite Nanoparticles // J. Rare Earths. 2007. V. 25. № 4. P. 452–456.

[4] Zamani A., Omrani G.R., Nasab M.M. Lithium's effect on bone mineral density // Bone. Elsevier Inc., 2009. V. 44. № 2. P. 331–334.

[5] Никитина Ю.О., Петракова Н.В., Демина А.Ю. и др. Церийсодержащие Гидроксиапатиты С Люминесцентными Свойствами // ЖНХ. 2021. Т. 66. № 8. С. 951–957.

СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО МЕДНОГО СПЛАВА

Кошлаков В.В. [1], Бровко В.В. [1], Данилина Е.А. [1], Сигалаев С.К. [1]*, Стариков А.П. [1], Домрычев Г.М. [2], Бакшаев В.А. [3]

[1] Акционерное общество "Государственный научный центр Российской Федерации "Исследовательский центр имени М.В. Келдыша", г.Москва

[2] Акционерное общество «Научно-производственное объединение «Техномаш» имени С.А. Афанасьева», г.Москва

[3] Закрытое акционерное общество "Чебоксарское предприятие "Сеспель", г.Чебоксары,

** nanocentre@kerc.msk.ru*

Сварка медных сплавов обычными методами дуговой сварки обычно затруднена из-за того, что дисперсионно-твердеющие жаропрочные медные сплавы (ЖМС) могут терять свои легирующие элементы из-за их окисления во время плавления, что снижает их прочность. К тому же, медные сварные швы часто не полностью проплавляются из-за высокой теплопроводности меди.

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является одной из разновидностей сварки трением, являющейся твердотельной (без образования расплава), и основана на механиче-ском перемешивании материалов соединяемых деталей в зоне сварного шва [1]. Из-за условий работы ЖМС на пределе их характеристик в конструкциях авиационной и ракет-но-космической техники именно СТП - практически безальтернативный способ соедине-ния деталей из ЖМС. При этом зёрна исходного материала измельчаются в СТП-шве [2].

Образцы для исследований были получены путем СТП-сварки пластин из сплава БрХ08 толщиной 18 мм. Сварка проводилась твердосплавным пином высотой 10 мм на СТП-установке. Образцы для исследований сваривались с одной стороны, чтобы исключить изменения структуры из-за наложения смежного шва с обратной стороны.

На рисунке 1 схематично представлена форма сварного шва и результаты измерений микротвердости его различных участков на изготовленном поперечном шлифе.

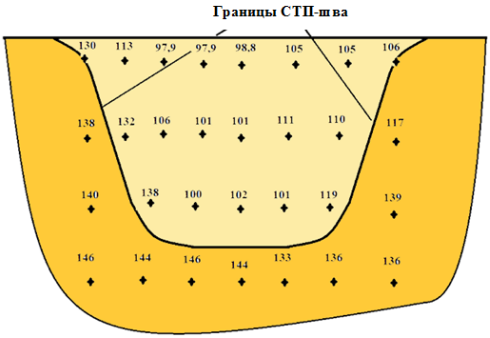


Рисунок 1 – Значение микротвердости HV 01/10 (МПа) для СТП-соединения БрХ08

Значения микротвердости HV 01/10 для БрХ08 составили 143,4±3,2 МПа, а в основном теле сварного шва среднее значение оказалось на уровне 105 Мпа с разбросом от 97,9 до 111 МПа. Эти результаты хорошо согласуются с результатами исследований микроструктуры соединения после СТП-сварки.

Список используемой литературы:

[1] W. Lee, S.B. Jung. The joint properties of copper by friction stir welding. // Mat. Lett. 2004. V. 58. Iss. 6. P. 1041.

[2] H. Khodaverdizadeh, A. Mahmoudi, A. Heidarzadeh et al. Effect of friction stir wel-ding (FSW) parameters on strain hardening behavior of pure copper joints. // Mat. & Des. 2012. V. 35. Mar. P. 330.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННЫХ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДКУП

Абдуллина Д.Н. [1]*, Хомская И.В. [1], Зельдович В.И. [1], Шорохов Е.В. [2], Разоренов С.В. [3]

[1] *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, г.Екатеринбург*

[2] *Федеральное государственное унитарное предприятие «Российский Федеральный Ядерный Центр -Всероссийский научно-исследовательский институт имени академика Е.И. Забабахина», г.Снежинск*

[3] *Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, г.Черноголовка*

**abdullina@imp.uran.ru*

Исследовали влияние высокоскоростной деформации методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) и последующего отжига на микроструктуру, механические и эксплуатационные свойства дисперсионно-твердеющих сплавов Cu–Zr, Cu–Cr и Cu–Cr–Zr, легированных микродобавками Cr (0.09–0.14 мас.%) и Zr (0.03-0.08 мас.%). Метод ДКУП, разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ (патент РФ № 2283717, 2006 г.) позволяет деформировать материалы со скоростями 10^4-10^5 $с^{-1}$, что на четыре-пять порядков больше чем при РКУП, без использования прессового оборудования и расхода электрической энергии. При ДКУП на структуру материала оказывают влияние высокоскоростная деформация простого сдвига, ударно-волновая деформация сжатия и температура.

Определено, что в результате обработки: ДКУП+400°С, 1 ч, можно получить СМК сплав Cu-Cr-Zr с высокой твердостью (1780 МПа) и электропроводностью (80% IACS) при сохранении удовлетворительной пластичности. Установлено, что экономно-легированные сплавы меди обладают высокой способностью к упрочнению методами ДКУП и ИПД трением скольжения. Определено, что интенсивность изнашивания образцов сплава Cu-0.09%Cr-0.08%Zr с СМК структурой, понижается в 1.4 раза по сравнению с КК состоянием. Показано, что комбинированная обработка ДКУП+400°С+ИПД трением приводит к формированию в материале поверхностного слоя НК структуры трения с размером кристаллитов 15–60 нм, что обеспечивает высокий уровень твердости (3350 МПа) и низкий коэффициент трения (0.35).

Динамические свойства материалов исследованы в условиях ударного сжатия интенсивностью 4.7-7.3 ГПа и скоростью деформации

$(0.9\text{-}2.1)\cdot10^5$ c^{-1}. Регистрацию волновых процессов в образцах осуществляли с помощью Доплеровского измерителя скорости VIZAR. В результате были получены профили скорости свободной поверхности сплавов и рассчитаны: динамический предел упругости (σ_{HEL}), динамический предел текучести (Y) и откольная прочность (σ_{sp}) материалов до и после ДКУП по различным режимам. Показано, что ДКУП (n=1-3) сплавов Cu-0.03 мас. % Zr и Cu-0.1 мас. % Cr, приводящее к измельчению кристаллитов от 200-400 мкм до 0.2-1.0 мкм, увеличивает динамические характеристики σ_{HEL} и Y в 1.9-3.7 и 1.8-2.6 раза, по сравнению с исходным КК состоянием. Полученные экспериментальные данные о характере откольного разрушения сплавов меди, легированных микродобавками циркония и хрома с СМК структурой, сформированной при ДКУП, и оценка влияния дисперсности и дефектности структуры на сопротивление высокоскоростному деформированию при субмикросекундных длительностях нагрузки позволят прогнозировать поведение СМК материалов в экстремальных условиях их эксплуатации.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по теме «Структура» № 122021000033-2.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ CL50 WS С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

Геров М.В. [2], Каясова А.О. [2], Колмаков А.Г. [1], Просвирнин Д.В. [1], Пивоварчик С.В. [1], Пруцков М.Е. [1*]

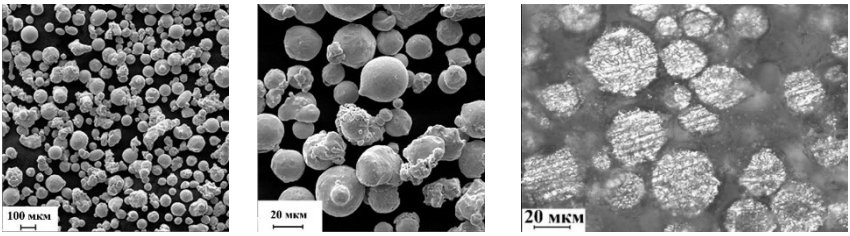
[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2] *ОАО «Корпорация «Московский институт теплотехники», г.Москва*

** mprutskov@imet.ac.ru*

Развитию аддитивных технологий и селективного лазерного сплавления титановых, алюминиевых, жаропрочных сплавов и коррозионностойких сталей уделяется особое внимание. Целью данной работы было определение оптимального режима термической обработки для высокопрочной мартенситно-стареющей стали CL50 WS, полученной с использованием технологии селективного лазерного сплавления (СЛС), чтобы достичь оптимального сочетания прочности и пластичности. В качестве исходного материала применяли порошок высокопрочной мартенситно-стареющей стали CL50 WS (аналог – сталь 03Н18К9М5ТЮ,

или ЧС4) производства фирмы Concept Laser (Германия); частицы имели размер 10-63 мкм. Заготовки получали методом СЛС в установке Concept Laser M2 Cusing при следующих параметрах: толщина сплавляемого слоя - 30мкм, мощность лазера 180 Вт, скорость сканирования луча - 800 мм/с [1, 2].



а б в

Рисунок 1 – Морфология (а, б) и микроструктура (в) гранул стали CL50 WS

Результаты гранулометрического анализа порошка стали CL50 WS показали, что при заявленном размере гранул 10–63 мкм 10% из них имели размер не более 17,7 мкм, 50% – не более 29,4 мкм и 90% – не более 48,0 мкм. Большинство гранул были сферической формы (рис. 1). В целом по морфологии, структуре и гранулометрическому составу исследуемый порошок стали CL50 WS практически аналогичен порошку близкой по составу мартенситно-стареющей стали 01ХН18К9М5ТЮ и ряду других порошков, полученных газовой атомизацией.

Метод селективного лазерного сплавления (СЛС) с использованием порошка высокопрочной мартенситно-стареющей стали CL50 WS (типа ЧС4) с гранулами размером 10-63 мкм позволяет получать изделия с порами размером до 100 мкм без заметного снижения механических свойств.

Исследование проведено в рамках государственного задания № 075-01176-23-00

Список используемой литературы:

[1] Геров М.В., Владиславская Е.Ю., Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Антонова О.С., Колмаков А.Г. Усталостная прочность сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного сплавления // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 10. С. 11-16.

[2] Геров М.А., Владиславская Е.Ю., Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Колмаков А.Г., Антонова О.С. Исследование усталостной прочности сплава Ti–6Al–4V, полученного методом селективного лазерного плавления // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 5. С. 21-26.

ТУРБОСТРАТНЫЕ ВАЛЛЕРИИТЫ КАК ПСЕВДОДВУМЕРНЫЕ ГИБРИДНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ

Карпов Д.В. [1,2]*, Лихацкий М.Н. [1], Борисов Р.В. [1], Воробьев С.А. [1], Карачаров А.А. [1]

[1] *Институт химии и химической технологии – обособленное учреждение ФИЦ КНЦ СО РАН, г.Красноярск*

[2]*Сибирский федеральный университет, г.Красноярск*

**denikarp@mail.ru*

Валлерииты – класс природных минералов, чей уникальный структурный мотив, представляющий собой продукт взаимного прорастания двумерных халькогенидных и гидроксидных слоев, делает их перспективными материалами в области катализа, термо- и фотовольтаики, в качестве прекурсоров для получения других наноразмерных систем с выраженным квантовым конфайнментом.

В работе представлены результаты изучения синтетических наноразмерных валлериитов [1] методом дифрактометрии высокого разрешения с использованием синхротронного излучения. Проведено моделирование дифрактограмм с учетом взаимной несоразмерности параметров гидроксидной и сульфидной подрешеток (рисунок 1В). Для объяснения наблюдаемого несоответствия экспериментальных и литературных [2, 3] данных предложена модель турбостратного разупорядочения (рисунок 1А).

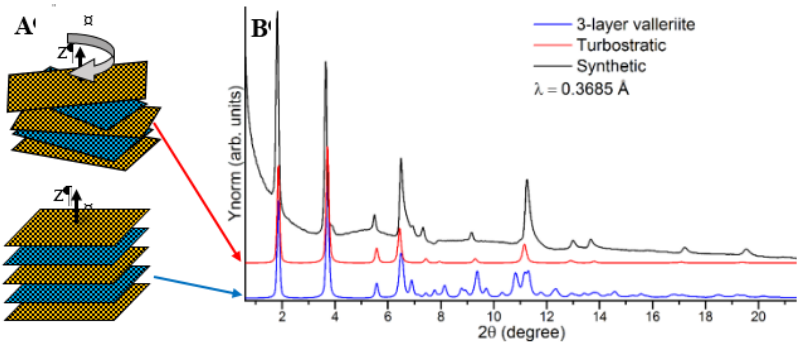


Рисунок 1 – А) схематичное изображение турбостратного (сверху) и обычного (снизу) валлериита (на основе данных [2]); В) модельные дифрактограммы в сравнении с экспериментальными данными для синтетического материала

Сравнение полученных моделей с экспериментальными дифрактограммами позволяет сделать вывод о существовании

модулированной структуры, разрушающейся под действием синхротронного излучения непосредственно во время измерения.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-13-00321.

Список использованной литературы:

[1] Yu.L. Mikhlin, R.V. Borisov, S.A. Vorobyev et al. // Journal of Materials Chemistry A. 2022. V. 10, № 17. P. 9621 – 9634.

[2] Evans, H.T. The crystal structure and crystal chemistry of valleriite / H.T. Evans, R. Allmann // Zeitschrift flir Kristallographie. 1968. V. 127, № 1 – 4. P. 73 – 93.

[3] Органова, Н.И. Кристаллохимия несоразмерных и модулированных смешанослойных минералов. М.: Наука, 1989 г.

РАЗРАБОТКА РЕЖИМА ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23

Сафарова Д.Э.*, Луговой М.Е., Понкратова Ю.Ю., Базалеева К.О.
Российский университет дружбы народов им. П. Лумумбы, г.Москва
**safarova10ab@mail.ru*

Сплав ВТ23 относится к высокопрочным комплексно легированным титановым сплавам универсального применения [1]. Несмотря на высокие эксплуатационные характеристики, применение титановых сплавов ограничено. Из-за низкой теплопроводности и высокой прочности их механическая обработка и обработка давлением становятся сложным процессом. Однако применение аддитивных технологий позволяет снизить энергозатраты на изготовление деталей сложной конфигурации [2].

Целью данной работы являлся подбор благоприятных режимов для прямого лазерного выращивания (ПЛВ) объектов из титанового сплава ВТ23, а также исследование сформированных структур.

Процесс ПЛВ осуществлялся на лазерном принтере *InssTek MX-Grande* с варьированием скорости сканирования от 600 до 1000 мм/мин и мощности лазера от 700 до 1300 Вт.

Первичная оценка режима ПЛВ проводилась по форме одиночного валика, а именно, по коэффициенту формы валика, который определяется как отношение его высоты к ширине, по коэффициенту проплавления, ширине валика и углу у основания валика.

Полученные валики характеризуются четкой бездефектной границей раздела, а также обладают незначительной пористостью. Режимы с V = 600 мм/мин не удовлетворяют критериям качества. Геометрические параметры валиков с V = 800 и 1000 мм/мин, соответствуют заявленным требованиям. Скорость сканирования оказывает незначительное влияние на уровень микротвердости получаемого слоя, а с увеличением мощности лазера твердость возрастает.

В процессе нанесения монослоев варьировалось расстояние между треками. Параметры монослоев должны удовлетворять следующим критериям: перепад высот не более 30 % от высоты валика и глубина проплавления менее 2/3 от высоты валика. Следует отметить, что повышение мощности лазера при V = 1000 мм/мин привело к образованию пористости.

Исследование структуры сплава после ПЛВ проводилось с помощью методов оптической металлографии, лазерной сканирующей микроскопии, рентгенофазового и дюрометрического анализов.

Все образцы имеют в своем составе α-фазу и β-фазу, независимо от режима фазовый состав представлен 70 % α-фазы и 30 % β-фазы. Периоды решетки α-фазы уменьшаются, а β-фазы растет. При этом все легирующие элементы в исследуемом сплаве обладают меньшим атомным радиусом, чем титан, следовательно, степень легированности α-фазы с ростом мощности повышается, а β-фазы падает с увеличением мощности.

Отработаны режимы ПЛВ, при которых формируется объект без трещин и видимой пористости: P = 700÷1100 Вт; V = 800÷1000 мм/мин; расстояние между треками 0.5÷0.7 ширины валика.

Уровень микротвердости единичных треков возрастает с повышением мощности лазера от 400 до 500 HV, но практически не изменяется на объемных образцах, сохраняясь на уровне 460 HV.

Список используемой литературы:

[1] Хорев А. И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития //Труды ВИАМ. – 2013. – №. 2. – С. 4.

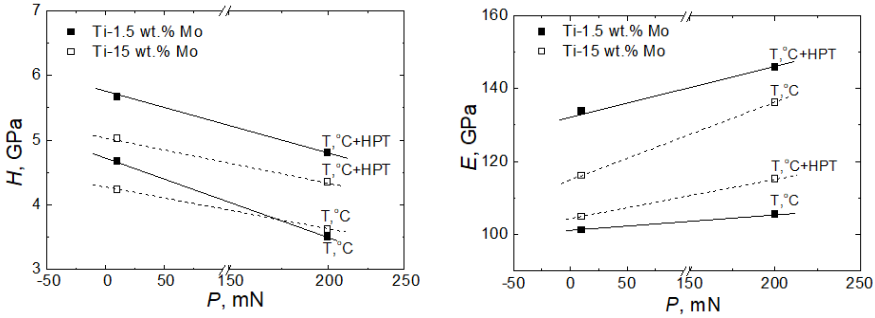
[2] Liu Z. et al. A review on additive manufacturing of titanium alloys for aerospace applications: Directed energy deposition and beyond Ti-6Al-4V //Jom. 2021. V. 73. #1804-1818.

ОБРАЗОВАНИЕ ОМЕГА ФАЗЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Ti–1.5 ВЕС.% Mo И Ti–15 ВЕС.% Mo ПОСЛЕ КВД

Горнакова А.С.
Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, г.Черноголовка
alenahas@issp.ac.ru

Обработка двухкомпонентных титановых сплавов с помощью кручения под высоким давлением (КВД) в сочетании с предварительной термообработкой, и различной долей второй компоненты влияет на их фазовый состав, морфологию микроструктуры и позволяет получать широкий спектр механических свойств. Термическая и механическая обработка особенно эффективны, поскольку титан имеет различные аллотропные модификации при низких (α-фаза) и высоких (β-фаза) температурах. Титан также обладает стабильной ω-фазой при высоком давлении. Считается, что переходы α-Ti и β-Ti в ω-фазу могут быть использованы для улучшения механических свойств сплавов на основе титана. В работе было рассмотрено влияние термообработки, КВД и доли легирующего компонента на фазовые превращения в сплавах титан-молибден.

Доля легирующего элемента в исходном сплаве дает различный фазовый состав после термообработки при 1000°C в течение 24 часов, поэтому нами были выбраны два сплава на основе титана, которые дают различный фазовый состав Ti – 1.5 вес.% Mo (100% α/α′-фазы, мартенситная структура) и Ti – 15 вес.% Mo (100% β-фазы, крупнокристаллическая структура). После КВД (нагрузка 7 ГПа, 5 оборотов, 1 оборот в минуту) в предварительно отожженных образцах образовалась ω-фаза: 64 и 13%, соответственно для 1.5 вес. % Mo и 15 вес.% Mo. На образцах (отожженных и после КВД) было проведено наноиндентирование при комнатной температуре на приборе TI-950 Triboindenter при нагрузке 10 и 200 mN с использованием индентора Берковича. Были измерены величины твердости (H) и рассчитаны модули Юнга (E) (Рисунок 1) [1]. Как результат, значения H и E у сплава Ti – 1.5 вес.% Mo после термообработки и КВД выше, чем у Ti – 15 вес.% Mo, независимо от вида нагрузки.



а б

Рисунок 1 – Зависимости значений твердости *H* (а) и модуля Юнга *E* (б) измеренные на середине радиуса для образцов сплавов Ti – 1.5 вес.% Mo и Ti – 15 вес.% Mo до и после КВД, при двух видах нагрузки.

Выражаю глубокую благодарность всем соавторам! Работа частично выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН.

Список используемой литературы:

[1] Alena S. Gornakova, Anna Korneva, Alexander I. Tyurin, Natalia S. Afonikova, Askar R. Kilmametov and Boris B. Straumal. Omega Phase Formation and Mechanical Properties of Ti–1.5 wt.% Mo and Ti–15 wt.% Mo Alloys after High-Pressure Torsion. Processes 2023, 11, 221. https://doi.org/10.3390/pr11010221

ПРИМЕСНЫЙ СОСТАВ ТЕРБИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ВАКУУМНОЙ ДИСТИЛЛЯЦИИ

Дормидонтов Н.А.[1], Никитин А.А.[2], Зверев В.И.[3], Прокофьев П.А.[1], Бакулина А.С.[1], Кольчугина Н.Б.[1], Вахрушев Р.А.[1]

[1] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва

[2]НИЦ «Курчатовский институт», Москва

[3] Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, Москва, Россия

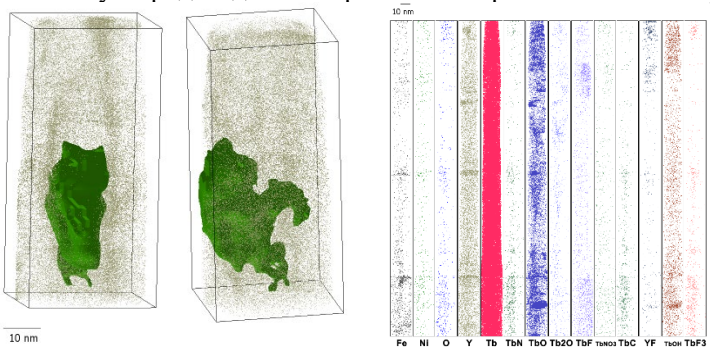
Редкоземельный металл тербий был очищен методом вакуумной дистилляции. Используемая температура конденсации соответствуют процессу конденсации в твердую фазу. Изменение содержания газообразующих примесей в тербии технической чистоты и дистиллированном тербии представлено в табл. 1, где содержание

примесей дано в атомных и весовых ppm, для того чтобы наглядно оценить различия при использовании этих величин. Показано значительное снижение всех газообразующих примесей.

Таблица 1 – Содержание газообразующих примесей в дистиллированном тербии

Примесь	Содержание ppma (ppm wt)	
	до очистки	после очистки
H	32793(208)	850(5.4)
C	6000(500)	100(8)
N	3000(200)	20(2)
O	50000(5000)	1000(100)
F	5000(500)	20(2)
S	10(2)	0.2(0.04)

С целью установления форм присутствия вышеуказанных примесных элементов трехмерное распределение атомарных частиц в кристаллитах тербия изучали методом атомно-зондовой томографии, выполненным в НИЦ «Курчатовский институт» с использованием микроскопа APPLE-3D. Основная идея этого метода заключается в управляемом испарении атомов с поверхности образца под действием электрического поля и импульсного лазерного излучения. По данным атомных карт в образце наблюдается высокая объемная плотность наноразмерных оксидов тербия (рис. 1а). Формы присутствия кислорода, фтора, азота и углерода в дистиллированном тербии показаны на рис. 1б.



а б

Рисунок 1 – Объёмная плотность наноразмерных оксидов тербия (а) и атомные карты (б)

Исследование проведено в рамках госзадания №075-01176-23-00.

СЕКЦИЯ 4

Нанокомпозиты

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

Приглашенный доклад

НАНОКРИСТАЛЛЫ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

Аронин А.С.
Институт физики твердого тела РАН, г.Черноголовка
aronin@issp.ac.ru

Композиционные аморфно-нанокристаллические материалы получают как методами термической обработки, так и интенсивной пластической деформации аморфных сплавов. К особенностям наноструктуры, индуцированной деформацией, относится связь образующихся нанокристаллов с местами локализации пластической деформации – полосами сдвига (ПС), в которых повышена концентрация свободного объема и, следовательно, подвижность атомов. Приведены данные исследований образования нанокристаллов при термических, деформационных и комплексных воздействиях на аморфные сплавы на основе алюминия, железа в виде лент и массивных аморфных сплавов на основе циркония, а также их характеристик в зависимости от параметров внешних воздействий (вида и величины деформации, температуры обработки, состава и структуры аморфных сплавов). Исследования структуры и состава проведены методами рентгенографии, просвечивающей, зондовой, сканирующей и высокоразрешающей электронной микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии. Локальные особенности структуры и состава аморфных сплавов после деформации и при образовании нанокристаллов исследованы методами зондовой микроскопии и рентгеновского микроанализа (в геометрии на просвет и отражение). Исследована морфология ПС и распределение механических свойств вокруг полос сдвига в аморфных сплавах на основе алюминия и циркония. Показано, что в деформированном образце сплава на основе Al появляется неоднородность распределения эффективного модуля Юнга в виде полос. Расположение областей пониженного модуля Юнга коррелирует с расположением зон ПС. ПС имеют переменную толщину в диапазоне от 5 до 20 нм. Выход ПС на поверхность приводит к образованию ступенек, размер и высота которых зависят от количества элементарных ступенек (минимального размера), участвующих в ее формировании. Увеличение степени деформации приводит к увеличению высоты ступенек, образующихся при выходе ПС на поверхность, и образованию

нанокристаллов. Ступеньки на поверхности имеют сложную форму и состоят из элементарных ступенек. Показано, что в сплавах на основе алюминия и железа толщина единичной (элементарной) ПС не зависит от степени деформации и составляет приблизительно 15 нм; высота минимальных ступенек колеблется от нескольких десятых нм до 1.5 нм, ступеньки большого размера образуются при активации нескольких параллельных полос сдвига. Количество нанокристаллов растет с увеличением степени деформации. В сплаве на основе железа при деформации кручением под давлением происходит образование нанокристаллов Fe(Si), неоднородно распределенных в аморфной матрице. Расположение нанокристаллов коррелирует с расположением полос сдвига: Нанокристаллы формируются в областях, в которых присутствуют ПС. ПС распределены неравномерно и образуют зоны, в которых их концентрация повышена. В областях, не содержащих ПС (между зонами ПС), структура остается аморфной. При увеличении степени деформации нанокристаллы формируются не только в полосах сдвига, но и в примыкающих к ним областях.

Работа выполнена при частичной поддержке РНФ (грант № 23-22-00122).

Приглашенный доклад

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ПРИМЕНЕНИЯ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ НЕОРГАНИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ

Рempель С.В.
Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург
Институт химии твердого тела УрО РАН, г. Екатеринбург
**svetlana_rempel@ihim.uran.ru*

В настоящее время при использовании новых функциональных материалов нередко используются наноматериалы как в виде добавок, так и в виде основной матрицы. В таком случае при получении нанокомпозитов (высокоэнергетический размол, термообработка, вакуум и другие технологические процессы) наночастицы компонентов взаимодействуют между собой. Такие взаимодействия приводят к новым результатам. Так, при получении нанокомпозитов типа «nano-nano» и использовании нестехиометрических соединений возможно возникновение новых фаз, изменение температур фазовых переходов,

характерных для крупнокристаллических веществ, возникновение дополнительных эффектов и появление новых магнитных, оптических, фотокаталитических свойств. В связи с этим, при создании функциональных наноматериалов возникает проблема детального анализа взаимодействий между матрицей и добавками на всех этапах синтеза.

На примере нескольких типов нанокомпозитов показано, что свойства нанокомпозитов с нестехиометрическими наночастицами существенно зависят от стехиометрии исходных материалов [1], установлено взаимное влияние матрицы и добавок, обнаружены новые свойства нанокомпозитов.

Методами, оптической, сканирующей (СЭМ), просвечивающей микроскопии высокого разрешения (ПЭМВР), рентгеновской дифракции (РФА), Брунауэра-Эммета-Теллера (BET), пикнометрии термогравиметрии-дифференциального термического анализа (ТГ-ДТА) и in-situ синхротронного РФА показано влияние стехиометрии нестехиометрического монооксида титана (TiO_y) при добавлении 10 – 20 масс. % на термическую стабильность, растворимость и биосовместимость матрицы ГАП [2]. На различных этапах термообработки обнаружены составы, проявляющие фотокаталитическую активность и модифицированные парамагнитные свойства.

Наночастицы CdS, обладающие уникальными свойствами, были синтезированы в различных матрицах. Показано влияние матрицы и способа получения на тип преобладающих собственных дефектов, связанных с различным энергетическим положением внутри запрещенной зоны полупроводника. Преобладание таких дефектов приводит к различному положению максимумов рекомбинационной люминесценции и изменению диапазона люминесценции.

Результаты исследования позволяют разрабатывать методики направленного синтеза и предлагать новые области применения функциональных материалов. Кроме того, полученные результаты продемонстрируют важность детального изучения влияния физических свойств добавок на свойства конечного нанокомпозита при создании новых материалов

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием Института химии твердого тела УрО РАН (№ гос. рег. АААА-А19-119031890029-7) и, частично, при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы развития Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина в соответствии с программой стратегического академического лидерства "Приоритет-2030".

Список используемой литературы:
[1] H. Okamoto, J. Matsuoka et al. // J. Appl. Phys. 1994. 75. 2251.
[2] S.V. Rempel, D.A. Eselevich et al. // Ceramics International. 2022. 48(2). 2843-2852.

Приглашенный доклад

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОПТИЧЕСКИ ПРОЗРАЧНЫХ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ $MgAl_2O_4$, ZrO_2-Y_2O_3, $Y_3Al_5O_{12}$, $(GdY)_3$-$(AlGa)_5$-O_{12} С РЗЭ-АКТИВАТОРАМИ

Хасанов О.Л.*, Двилис Э.С., Пайгин В.Д., Валиев Д.Т., Степанов С.А.
[1] *Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г.Томск*
**khasanov@tpu.ru*

В докладе обобщены результаты разработок технологий многих типов оптически прозрачных и люминесцентных нанокерамик на основе алюмо-магниевой шпинели, кубического оксида циркония, иттрий-алюминиевых гранатов с РЗЭ-активаторами Eu, Ce, Lu, Tb, Dy, Gd и др., выполненных в Центре "Наноматериалы и нанотехнологии" Национального исследовательского Томского политехнического университета.

Технологии основаны на методах консолидации нанопорошков методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС. SPS) с применением как традиционной статической подпрессовки образцов, так и запатентованного коллекторного способа прессования с целью повышения толщины оптически прозрачных керамических изделий. Также применялся способ прессования сухих порошков под действием мощного ультразвука оптимальной мощности с последующим свободным спеканием образцов [1-2].

Изложены подходы для оптимизации технологических режимов изготовления оптически прозрачных и люминесцентных керамик с наилучшим комплексом оптико-люминесцентных и физико-механических свойств [3 – 21].

Показаны перспективы применения разработанных материалов в качестве поликристаллических сцинтилляторов взамен монокристальных, эффективных источников света с заданным спектром излучения, высокопрозрачных керамических тел накачки твердотельных лазеров и др.

Исследования проведены при финансовой поддержке ряда грантов РФФИ, РНФ в 2017-2022 г.г., с 2023 г. - при финансовой поддержке Госзадания «Наука» FSWW-2023-0011 (№ 075-03-2023-105).

Список используемой литературы:

[1] Патент № 2225280 Российская Федерация, МПК 7B22F 3/03. Способ прессования изделий из порошковых материалов и пресс-форма для его осуществления: № 2001134178/02: заявл. 14.12.2001: опубл. 10.03.2004 / Двилис Э.С., Хасанов О.Л., Соколов В.М., Похолков Ю.П. – 19 с.

[2] Патенты № 6919041 США Method for compacting powder materials into articles and a mold for implementing the method (2005), № 005325 Евразийский патент (2005), № 75885 Украина (2006), № 10-0855047 Южная Корея (2008), № 1459823 Европатент Method for pressing articles from powder materials and a mold for carrying out said method (2009), № 258846 Индия (2014) / Dvilis E.S., Khasanov O.L., Sokolov V.M., Pokholkov Yu.P.

[3] O. Khasanov, E. Dvilis, A. Khasanov, et al. Optical and mechanical properties of transparent polycristalline $MgAl_2O_4$ spinel depending on SPS conditions // Physica Status Solidi. 2013. V.10. DOI 10.1002/pssc.201300009.

[4] O.L. Khasanov, E.S. Dvilis, Z.G. Bikbaeva, et al. Relationship of optical properties and elastoplastic characteristics of transparent spark plasma sintered YSZ ceramics // Journal of Ceramic Science and Technology. 2017. V.8. DOI: 10.4416/JCST2016-00105.

[5] Э.С. Двилис, О.Л. Хасанов, В.Д. Пайгин и др. Изготовление светопропускающей YSZ-керамики методами холодного статического одноосного и ультразвукового прессования с последующим свободным спеканием // Фундаментальные исследования. 2017. № 12-2. DOI 10.17513/fr.42014.

[6] E.S. Dvilis, O.L. Khasanov, E.F. Polisadova, et al. The criteria for optimization of spark plasma sintering of transparent $MgAl_2O_4$ ceramics // Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy. 2018, V. 65. DOI: 10.2497/jjspm.65.513.

[7] D. Valiev, O. Khasanov, E. Dvilis, et al. Luminescent properties of $MgAl_2O_4$ ceramics doped with rare earth ions fabricated by spark plasma sintering technique // Ceramics International. 2018. V.44. DOI 10.1016/j.ceramint.2018.08.076.

[8] O.L. Khasanov, E.S. Dvilis, E.F. Polisadova, et al. The influence of intense ultrasound applied during pressing on the optical and cathodoluminescent properties of conventionally sintered YSZ ceramics // Ultrasonics Sonochemistry. 2019. V.50. DOI 10.1016/j.ultsonch.2018.09.013.

[9] D. Valiev, S. Stepanov, O. Khasanov, et al. Synthesis and optical properties of Tb^{3+} or Dy^{3+}-doped $MgAl_2O_4$ transparent ceramics // Optical Materials. 2019. V.91. DOI 10.1016/j.optmat.2019.03.049.

[10] E.F. Polisadova, V.A Vaganov., D.T. Valiev, et al. Influence of temperature on the luminescence properties of $MgAl_2O_4$:Dy ceramics synthesized by spark plasma sintering // Physics of the Solid State. 2019. V.61. DOI: 10.1134/S1063783419100299.

[11] E.S. Dvilis, V.D. Paygin, S.A. Stepanov, yet al. Effect of spark plasma sintering temperature on the properties of transparent YSZ ceramics // Refractories and Industrial Ceramics. 2019. V.60. DOI 10.1007/s11148-019-00327-9.

[12] V.D. Paygin, S.A. Stepanov, D.T. Valiev, et al. Luminescent Yttrium–Aluminum Garnet Ceramics Obtained by Conventional Sintering on Air // Nanotechnologies in Russia. 2019. V.14. DOI: 10.1134/S1995078019020113.

[13] D. Valiev, O. Khasanov, E. Dvilis, et al. Structural and Spectroscopic Characterization of Tb^{3+}-Doped $MgAl_2O_4$ Spinel Ceramics Fabricated by Spark Plasma Sintering Technique // Physica Status Solidi (B). 2020. V.257. DOI: 10.1002/pssb.201900471.

[14] V. Paygin, E. Dvilis, S. Stepanov; et al. Manufacturing optically transparent thick zirconia ceramics by spark plasma sintering with the use of collector pressing. // Applied Sciences. 2021. V.11.#1304. DOI: 10.3390/app11031304.

[15] S. Stepanov, O. Khasanov, E. Dvilis, et al. Luminescence performance of yttrium-stabilized zirconia ceramics doped with Eu^{3+} ions fabricated by spark plasma sintering technique // Ceramics International. 2021. V.47. DOI: 10.1016/j.ceramint.2020.10.250.

[16] V. Paygin, S. Stepanov, E. Dvilis, et al. Effect of technological parameters on optical and mechanical properties of spark plasma sintered transparent YSZ ceramics // Ceramics International. 2021. V.47. DOI: 10.1016/j.ceramint.2020.12.240.

[17] S. Stepanov, O. Khasanov, E. Dvilis, et al. Defects formation in YSZ ceramics with different Y_2O_3 content irradiated with 0.25 MeV electrons energy // Radiation Physics and Chemistry. 2021. V.189. #109736. DOI 10.1016/j.radphyschem.2021.109736.

[18] D. Valiev, S. Stepanov, V. Paygin, et al. Structural and Luminescent Peculiarities of Spark Plasma Sintered Transparent $MgAl_2O_4$ Spinel Ceramics Doped with Cerium Ions // Inorganics. 2022. V.10. DOI 10.3390/inorganics10100153.

[19] V. Paygin, E. Dvilis, T. Alishin, et al. Application of collector pressing method to manufacture various optically transparent oxide ceramics

using SPS technique // Optical Materials. 2022. V.128. # 112332. DOI 10.1016/j.optmat.2022.112332.

[20] V.D. Paigin, D. E. Deulina, A. E. Ilela, et al. Synthesis and investigation of the properties of Al_2O_3–Y_2O_3 powders using nanospray drying // Reviews and Advances in Chemistry. 2022. V.12. DOI 10.1134/S2634827623700095.

[21] D. Valiev, S. Stepanov, V. Paygin, et al. Sintering and characterization of novel multilayered $MgAl_2O_4$/YAG, $MgAl_2O_4$/YSZ and YAG/YSZ ceramic-ceramic architectures for photonic applications // Ceramics International. 2023. DOI 10.1016/j.ceramint.2023.07.277.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ СИНТЕЗА НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ СМЕСИ «МЕТАЛЛ-ФУЛЛЕРЕН»

Лукина И.Н. [1*], Дроздова Е.И. [1], Черногорова О.П. [1], Шукурхужаев Ш.Н. [2]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва*

[2] *МГТУ им. Н.Э. Баумана, г.Москва*

**lukina.i.n@yandex.ru*

Металлические композиционные материалы (КМ), армированные частицами твердого сверхупругого углерода, полученного из фуллеренов в результате высокотемпературной обработки давлением в смеси с порошком металла, по сопротивлению абразивному и адгезионному изнашиванию намного превосходят высоколегированные инструментальные стали. Цилиндрические образцы КМ диаметром 5-10 мм и высотой 3-4 мм были получены из смеси порошков металла (Zr, Fe) с 5 и 10 мас. % фуллеритов путем спекания порошков при давлении до 8 ГПа в камере высокого давления типа «тороид» при температурах до 1200°С. Результаты индентирования КМ на основе Fe показали, что твердость (H_{IT}) и модуль индентирования (E_{IT}) армирующей фазы при повышении давления синтеза от 2 по 8 ГПа возрастают от ~9 до ~15 ГПа и от ~45 до ~75 ГПа, соответственно. Интенсивность изнашивания КМ, синтезированных из смеси Fe+10% $C_{60/70,}$ при повышении давления синтеза (Рисунок 1) снижается в 6 раз уже при синтезе под давлением 2 ГПа, а при синтезе под давлением 8 ГПа - в 100 раз в сравнении с матричным железом. При давлении синтеза 2 ГПа и выше коэффициенты трения композитов, синтезированных из смеси Fe+10%$C_{60/70}$, становятся близкими по значениям и составляют 0,14-0,10, что значительно ниже, чем у чистого Fe (0,60).

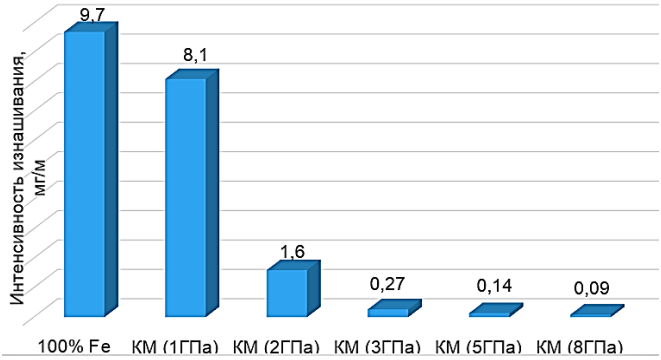


Рисунок 1 – Интенсивность изнашивания Fe эталона и образцов КМ в зависимости от давления синтеза.

Снижение давления синтеза КМ на основе Zr от 5 до 2 ГПа позволяет сохранить высокую твердость (>8 ГПа) и сверхупругость (~93%) армирующей фазы, что обеспечивает хорошие трибологические свойства КМ (коэффициент трения ~0,10).

Таким образом, для металломатричных КМ, армированных частицами сверхупругого твердого углерода, давление синтеза 2 ГПа является достаточным для того, чтобы существенно повысить износостойкость и снизить коэффициент трения по сравнению со свойствами матричного металла.

Работа выполнена в рамках Государственного задания 075-01176-23-00.

СИНТЕЗ И ИЗУЧЕНИЕ ВЫСОКОСТАБИЛЬНЫХ ГИДРОЗОЛЕЙ МАГНИТНЫХ ЖЕЛЕЗООКСИДНЫХ НАНОЧАСТИЦ РЕКОРДНОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ

Карпов Д.В. [1,2]*, Воробьев С.А. [1], Павликов А.Ю. [2], Сайкова С.В. [1,2]

[1] *Институт химии и химической технологии – обособленное учреждение ФИЦ КНЦ СО РАН, г.Красноярск*

[2]*Сибирский федеральный университет, г.Красноярск*

**denikarp@mail.ru*

Золи магнитных наночастиц представляют интерес в качестве средств медицинской диагностики и терапии онкозаболеваний, в том числе для адресной доставки лекарственных средств, а также в качестве магнитоуправляемых наносорбентов и при создании мета- и «умных»

материалов [1]. В то же время, высокие концентрации достигнуты только для золей на базе неполярных органических дисперсионных сред, а пригодные для биомедицинских применений гидрозоли характеризуются малой концентрацией (1 – 10 г/л) и высокой ценой [2], что делает разработку методики получения стабильных концентрированных гидрозолей магнитных наночастиц приоритетной задачей.

В работе успешно проведен синтез золей магнитных железооксидных наночастиц с рекордными концентрациями до 1400 г/л, сохраняющих агломеративную и седиментационную устойчивость более года и в широком диапазоне pH. Полученные коллоидные системы охарактеризованы методами РФА, ПЭМ, DLS, ИК и видимой спектроскопии, РФЭС, а также изучены реологические и магнитные свойства образцов. Показано, что золи содержат суперпарамагнитные наночастицы маггемита со средним диаметром 11 нм.

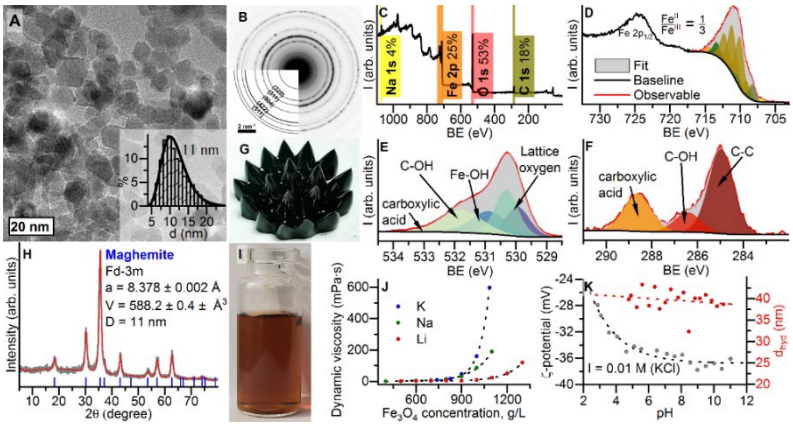


Рисунок 2 – Результаты изучения образцов концентрированных золей методами A – TEM; B – SAED; C-F – XPS; H – XRD; J, K – вискозиметрии. G – фотография золя в поле постоянного магнита; I – фотография разбавленного золя

Работа выполнена в рамках базового проекта ИХХТ СО РАН FWES 2021-0014.

Список использованной литературы:

[1] Y Huang S., Meijia W. // Molecular and Clinical Oncology. 2017. V. 7, № 5, PP. 738-746

[2] www.nanocomposix.com/collections/material-magnetite (Nanocomposix company)

НАНОСТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ СВЕРХРАЗВЕТВЛЕННЫХ ПОЛИЭФИРОВ, ДОПИРОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦАМИ МЕТАЛЛОВ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ АГЕНТЫ ТЕРАНОСТИКИ

Кутырева М.П. [1]*, Ханнанов А.А. [1], Россова А.А. [1], Бурматова А.Е. [1], Прытков В.А. [1], Халдеева Е.В. [1,2], Улахович Н.А. [1]

[1] *Казанский (Приволжский) федеральный университет, г.Казань*

[2] *Казанский научно-исследовательский институт эпидемиологии и микробиологии, г.Казань*

**mkutyreva@mail.ru*

Создание биосовместимых металлосодержащих наноматериалов в настоящее время является одной из опорных стратегий развития в области перспективной медицины и фармации. Передовая концепция в этом направлении состоит в разработке многофункциональных наносистем и наноматериалов для целей тераностики.

Сверхразветвленные (дендрито подобные) полиэфиры обладают 3D архитектурой, высокой плотностью периферических функциональных групп, доступных для функционализации, гидрофобным пространственно незагруженным ядром, биоподобностью и термической устойчивостью. Это обеспечивает их успешность в качестве тераностических наноплатформ для иммобилизации наночастиц металлов с последующим созданием мультимодальных металлополимерных нанокомпозитов.

Разработаны подходы к дизайну порошковых и коллоидно-устойчивых наноструктур на основе сверхразветвленных полиэфиров различных генераций, функционализированных гидроксильными, карбоксильными и аминогруппами, допированных наночастицами железа, кобальта, меди, серебра и золота. Для синтеза использованы методы химического восстановления в водной и водно-органической средах с помощью активных восстановителей ($N_2H_4 \times H_2O$, $NaBH_4$), метод полиольного синтеза, метод термолиза и метод сонохимического синтеза. Впервые разработаны подходы к one-pot синтезу коллоидно устойчивых сверхразветвленных наносистем на основе наночастиц серебра, в которых амино- или карбокси-функционализированный полиэфир выступают и в качестве восстановителя, и в качестве стабилизатора металлической нанофазы.

Установлено, что сверхразветвленные функционализированные полиэфиры выполняют роль организующей и стабилизирующей матрицы, специфично, в зависимости от генерации, управляющей локализацией наночастиц металлов, а также эффективно обеспечивают биосовместимость металлополимерных нанокомпозитов. В свою очередь, наночастицы металлов управляют агрегационными свойствами,

морфологией наноматериала, его функциональной активностью и биоспецифичностью. Синтезированы нанокомпозиты на основе наночастиц железа и кобальта, обладающие суперпара- и ферромагнитной активностью. На основе полимер-иммобилизванных наночастиц меди, серебра и золота разработаны плазмонактивные нанокомпозиты для сенсорных технологий и диагностики. Синтезированные металлополимерные нанокомпозиты обладают гемосовместимостью, дополнительно обладают свойствами синтетических модуляторов протеолитических ферментов в том числе эффективными ингибиторами каскада аспарагиновых протеиназ суперпатогенной культуры *Candida albicans*, а так же могут выступать в качестве антибактериальных агентов по отношению к высокорезистентным культурам дрожжевых грибов рода *Candida*, *Cryptococcus* и плесневых грибов *Aspergillus*.

Новые композитные составы на основе функционализированных сверхразветвленных полиэфиров, допированных наночастицами биофильных металлов можно позиционировать для дальнейшего продвижения в качестве тераностических агентов в рамках подхода «одно вещество» для раннего выявления и своевременного оптимального лечения заболеваний для целей персонифицированной медицины.

Работа выполнена за счет средств Программы стратегического академического лидерства Казанского (Приволжского) федерального университета («Приоритет-2030»).

ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ВОЛЬФРАМА В ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОГО РАЗРЯДА

Фадеев А.А. *, Самохин А.В., Алексеев Н.В., Синайский М.А., Завертяев И.Д., Калашников Ю.П., Литвинова И.С.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской академии наук, г.Москва

**fadeev@imet.ac.ru*

Интенсификация процессов создания наноструктурных материалов и изделий на их основе с повышенными физико-механическими и эксплуатационными характеристиками обуславливает развитие и использование, наряду с традиционными методами, современных высокопроизводительных методов получения нанопорошков. Одним из наиболее универсальных и эффективных способов получения нанопорошков элементов, их неорганических соединений является плазмохимический синтез [1]. Одним из возможных приложений метода

плазмохимического синтеза является получение нанопорошков вольфрама и сплавов на его основе, предназначенных для использования в различных технических приложениях в условиях высоких статических и динамических воздействий.

На установке плазмохимического синтеза нанопорошковых материалов ИМЕТ РАН выполнены исследования синтеза наноразмерных порошков вольфрама, а также композитных наночастиц системы W-3,5 масс.%Ni-1,5 масс.%Fe и W-20масс.%Cu при восстановлении порошков оксидов металлов (WO_3; WO_3+(Ni)NiO+(Fe)Fe_2O_3; WO3+(Cu)CuO) в потоке водородсодержащей термической плазмы в плазменном реакторе с ограниченным струйным течением.

Образование наночастиц сферической или сферической и частично ограненной формы со средним размером менее 70 нм (Рис. 1) осуществляется в результате прямой (для W) или последовательной конденсации паров металлов (W-Ni-Fe; W-Cu), полученных в результате физико-химических превращений частиц исходных соединений металлов, вводимых в плазменный поток транспортирующим газом. В процессе эволюции наночастиц от момента их образования в плазменном потоке до осаждения на водоохлаждаемые стенки плазменного реактора происходит изменение их дисперсного и химического составов в результате столкновений частиц, а также взаимодействия с реакционной газовой средой. В результате выполненных исследований показано, что управление этими процессами обеспечивается за счет изменения различных параметров процесса плазмохимического синтеза: состава плазмообразующего газа, энтальпии плазменной струи, концентрации реагентов, размеров плазменного реактора.

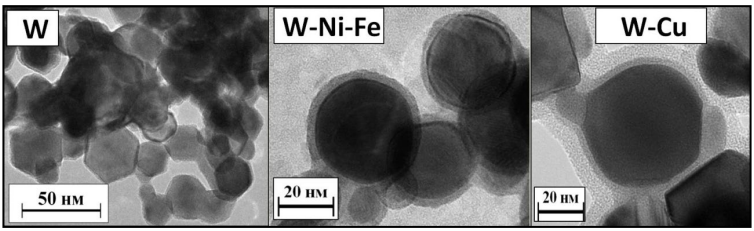


Рисунок 1 – ПЭМ изображение нанопорошков W, W-Ni-Fe и W-Cu, полученных на установке плазмохимического синтеза ИМЕТ РАН.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 22-19-00112 (https://rscf.ru/project/22-19-00112).

Список использованной литературы:

[1] Ю.В. Цветков, А.В. Самохин, Н.В. Алексеев, А.Г. Асташов, М.А. Синайский, Д.Е. Кирпичев, А.А. Фадеев. Получение порошков в плазменных реакторах на базе электродугового плазмотрона. Статья в сборнике 80 лет ИМЕТ РАН. С. 437-450.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ЧАСТИЦ МИКРОПОРОШКА ПСЕВДОСПЛАВА W-Ni-Fe ПРИ ОБРАБОТКЕ В ТЕРМИЧЕСКОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЛАЗМЕ

Дорофеев А.А.*, Фадеев А.А., Синайский М.А., Завертяев И.Д., Калашников Ю.П., Самохин А.В., Алексеев Н.В.
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва
** a.dorofeev@imet.ac.ru*

Развитие в направлении уменьшения у сферических частиц микропорошков на основе вольфрамовых псевдосплавов размера зерна в структуре и повышения её однородности открывает возможности для получения изделий сложной формы с высокими физико-механическими свойствами и эксплуатационными характеристиками различными методами аддитивного производства [1]. Одним из возможных способов получения таких порошковых материалов является плазменная обработка предварительно гранулированных нанопорошков, полученных в результате плазмохимического синтеза [2].

В работе исследовался процесс получения микропорошка системы W-Ni-Fe со сферической формой частиц в диапазоне размеров от 10 до 50 мкм, имеющих субмикронную внутреннюю структуру. Исследования процесса грануляции реализовывались на установке распылительной сушки Buchi Mini Spray Dryer B-290. В качестве исходного сырья для приготовления суспензии использовался нанопорошок состава ВНЖ-90 со средним размером частиц 70 нм, полученный на установке плазмохимического синтеза нанопорошков ИМЕТ РАН (Рисунок 1). Обработка нанопорошковых микрогранул в термической плазме проводилась на установке сфероидизации порошковых материалов ИМЕТ РАН.

В результате выполненных экспериментов по грануляции была установлена возможность получения микрогранул состава ВНЖ-90 преимущественно округлой формы, имеющих однородную структуру без полостей (Рисунок 2). Выход гранул фракции 20-60 мкм составил 70%. Обработка нанопорошковых микрогранул в термической плазме подтвердила возможность получения микропорошка со сферической

формой частиц в диапазоне размеров 10-50 мкм, обладающих субмикронной внутренней структурой, характеризуемой размером зерна в диапазоне от 0,5 до 1,5 мкм.

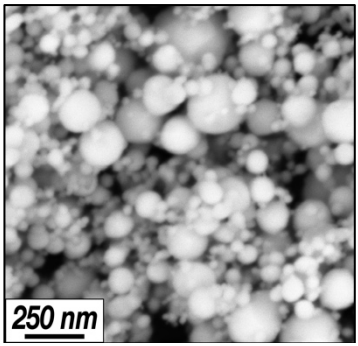


Рисунок 1. РЭМ-изображение образца нанопорошка состава ВНЖ-90

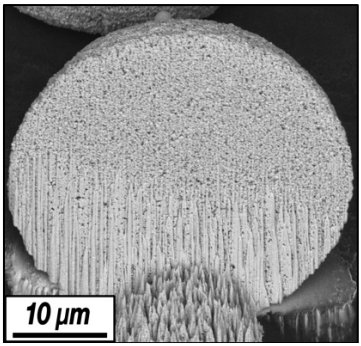


Рисунок 2. РЭМ-изображение характерной нанопорошковой микрогранулы состава ВНЖ-90

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00112.

Список используемой литературы:

[1] A. Sanaty-Zadeh. Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall–Petch effect. Materials Science and Engineering A, 2012, 531, 112-118.

[2] Патент РФ № 2707455. Сферический порошок псевдосплава на основе вольфрама и способ его получения. 2019.

СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ГРАФЕНСОДЕРЖАЩЕГО Mn-Ce-ОКСИДНОГО КОМПОЗИТА

Пономарев И.В.*, Трусова Е.А.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

**IvanGforce@mail.ru*

Одним из актуальных направлений использования наноматериалов в настоящее время является создание компонентов суперконденсаторов [1]. Композиты на основе графена и оксидов Ce и Mn являются

перспективными материалами для создания на их основе электродов суперконденсаторов благодаря целому комплексу привлекательных физико-химических свойств [2,3]. Проводятся исследования по синтезу композитов на основе оксидов Mn, Ce и окисленного графена, путем декорирования последнего, однако в них не удается достичь контакта между всеми частицами [4]. В работе предложен способ синтеза наноструктурированного Mn-Ce-оксидного композита с бескислородным графеном и проведено исследование его состава и морфологии с помощью комплекса инструментальных методов. Синтез композитного нанопорошка Mn_xO_y/графен-CeO_2 включал взаимодействие двух коллоидов: Mn-содержащего золя, полученного с использованием нитрата марганца (II) и моноэтаноламина, и суспензии порошка композита графен-CeO_2, который синтезировали разработанным ранее в ИМЕТ РАН способом [5,6].

Согласно данным рентгеновской дифракции (РФА), в тройном композите Mn-содержащая фаза представлена шпинелью Mn_3O_4 ($MnO \cdot Mn_2O_3$) с объемно-центрированной кристаллической решеткой (тетрагональная сингония) и средним размером кристаллитов 12 нм (Рис. 1*а*). Средний размер кристаллитов CeO_2 составлял 13 нм. По данным ПЭМ высокого разрешения (ПЭМВР), композит Mn_3O_4/графен-CeO_2 состоял из агломератов с размерами до 100 нм, состоящих из дискретные частиц оксидов Mn и Ce. В полученном композите нанокристаллы оксидов Mn и Ce находились в непосредственном контакте не только с бескислородным графеном, но и друг с другом (Рис. 1*б*), что выгодно отличает полученную структуру от синтезированных ранее.

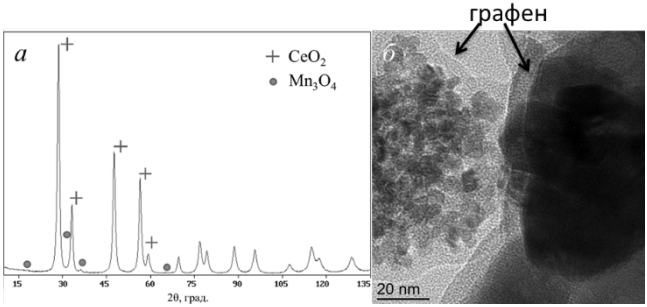


Рисунок 1 – Данные РФА (*а*) и ПЭМВР (*б*) для композита Mn_3O_4/графен-CeO_2.

Таким образом, разработанным способом удается синтезировать графенсодержащий Mn-Ce-оксидный композит, в котором достигается контакт между всеми видами частиц, что способствует улучшению его

проводимости. Благодаря этому его можно рассматривать как перспективное исходное для разработки материалов для электротехнических устройств.

Исследование выполнено в ИМЕТ РАН в соответствии с госзаданием 075-01176-23-00.

Список используемой литературы:

[1] L.L. Zhang, Z. Lei, J. Zhang et al. // Encyclopedia of Inorganic Chemistry. 2011. 23 p.

[2] S.K. Tiwari, A.K. Thakur, A.D. Adhikari et al. // Nanomaterials. 2020. 10(10). 2046. 48 p.

[3] F. Nemati, M. Rezaie, H. Tabesh et al. // Environ. Res. 2022. 208. 12 p.

[4] G.P. Ojha, B. Pant, S.-J. Park et al. // J. Colloid Interface Sci. 2017. 494. P. 338-344.

[5]. E.A. Trusova, D.D. Titov, A.M. Afzal et al. // Materials. 2022. 15. 20. 7342. 19p.

[6] И.В. Пономарев, Е.А. Трусова, А.М. Афзал // Физика и химия обработки материалов. 2022. 5. С. 53-62.

СИНТЕЗ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТОАКТИВНЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ НЕНАСЫЩЕННЫХ ДИКАРБОКСИЛАТОВ КОБАЛЬТА, НИКЕЛЯ И ЖЕЛЕЗА

Мусатова В.Ю. [1]*, Семенов С.А. [1], Джардималиева Г.И. [2], Смирнова О.Д. [3]

[1] МИРЭА – Российский технологический университет (Институт тонких химических технологий им. М.В. Ломоносова), г.Москва

[2] ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН, г.Черноголовка

[3] Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», г.Москва

**VNM-arts@mail.ru*

Данная работа направлена на получение и исследование новых функциональных магнитоактивных металлополимерных наноматериалов нового поколения, обладающих повышенным уровнем потребительских свойств и качеств, полученных из ряда ранее нами синтезированных и охарактеризованных прекурсоров - ненасыщенных дикарбоксилатов Co, Ni и Fe - с возможностью улучшения их эксплуатационных характеристик

еще на стадии получения: прогнозированием и регулированием размеров НЧ и выходных физико-химических свойств, так и одновременным синтезом и стабилизацией НЧ путем их равномерного распределения в полимерной матрице и образованием защитной полимерной оболочки структуры «ядро-оболочка». В результате термического разложения дикарбоксилатов металлов синтезирован 21 нанокомпозит Co, Ni и Fe.

Магнитоактивные металлополимерные нанокомпозиты Co, Ni и Fe, полученные в результате контролируемого термолиза при температуре 335±1 ºС в атмосфере аргона ряда ненасыщенных дикарбоксилатов этих металлов (аллилмалонатов, ацетилендикарбоксилатов, глютаконатов, итаконатов (It), малеинатов, цис,цис-муконатов, цитраконатов (Citr)) – порошки, состоящие из двух структурных элементов: в органическую полимерную матрицу, содержащую фрагменты $–CH_2–$, =CH– и =C=, внедрены сферические НЧ γ-Fe_2O_3, Co_3O_4/CoO/α-Co или NiO/ß-Ni в полимерной оболочке структуры «ядро-оболочка» по данным РФА, мессбауэровской спектроскопии, ВРЭМ, ЭДА и элементного анализа, ИК-спектроскопии. Установлено, что в результате термолиза ItNi образуются углеродные нанотрубки. Полуэмпирическим квантово-химическим методом PM3 с использованием ПП HyperChem 8.0.8 (Hypercube Inc.) рассчитана энтальпия реакции образования карбоксилатов Co, Ni и Fe (ΔH^o_p). Средний диаметр НЧ ($d_{ср}$) полученных нанокомпозитов (4-9 нм) был определен при использовании ПП LabVIEW 8.5.1. Установлена связь между $d_{ср}$ и ΔH^o_p карбоксилатов Co и Ni. Изучены микроструктура и магнитные характеристики нанокомпозитов: наибольшая коэрцитивная сила наблюдается у нанокомпозитов на основе It Co и Fe и CitrNi (82.76, 9.47 и 8.12 кА/м). Найдено критическое значение $d_{ср}$ НЧ для Co, связанное с переходом от многодоменных к однодоменным частицам, равное 3.8 нм.

Спектр потенциальных областей применения полученных нанокомпозитов обширен - от газовых и магнитных сенсоров, катализаторов, магнитных носителей информации высокой плотности до новых форм лекарственных препаратов и медицинской диагностики. Были проведены исследования по культивированию клеточных культур почвообразующих микромицетов (Trichoderma asperellum, Fusarium oxysporum, Aspergilus niger и Phytophthora infectans) и опухолевых клеток человека HepG2 и HeLa на средах с содержанием нанокомпозитов Co, Ni и Fe от 10^{-7} до 10^{-3} масс.д. Полученные результаты МТТ-тестов на раковых клетках шейки матки HeLa и карциномы печени HepG2 показывают, что содержание выбранных нанокомпозитов вплоть до 10^{-5} масс.д. не токсичнее целевого препарата «Аммифурин», тем самым представляют интерес дальнейшие исследования возможного совместного их применения в качестве потенциальных противоопухолевых препаратов.

Дополнительно, в рамках исследования возможной токсичности магнитных НЧ, проводились тестовые внутримышечные инъекции нанокомпозитов Fe и Ni мышам линии c57bl в количествах $2 \cdot 10^{-6}$ г/г веса, которые не выявили токсических эффектов.

УГЛЕРОДНЫЕ АЭРОГЕЛИ ДЛЯ СУПЕРКОНДЕНСАТОРОВ

Колмакова А.А. [1]*, Иванов В.К. [1], Малкова А.Н. [2]
[1] *Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова Российской академии наук, г.Москва*
[2] *Институт физиологически активных веществ Российской академии наук, г.Черноголовка*
**a.k0lmak0va@yandex.ru*

В настоящее время одним из перспективных источников энергии являются электрохимические электрохимических конденсаторов с двойным слоем (EDLC), которые также известны как суперконденсаторы (хранение энергии осуществляется в виде электрического заряда с высокой плотностью). При меньших габаритах они имеют высокий КПД, долговечны и при этом экономичны и экологичны [1]. То есть это батарея нового поколения [2].

Свойства суперконденсаторов определяются в большой степени свойствами электродов. В качестве материалов для электродов актуально применение углеродного аэрогеля, который представляет собой сеть из соединённых шейками кластеров, образованных наночастицами с порами внутри отдельных кластеров менее 2 нм и порами от 2 нм в межузельных пустотах между ними. Электроды из углеродных аэрогелей химически стабильны, обладают высокой термостойкостью электропроводностью удельной поверхностью и низкой плотностью [3]. К сожалению, в большинстве случаев углеродные аэрогели обладают низкой прочность.

Данная работа получению прочного нанопористого углеродного аэрогеля и изучению его свойств.

Резорцин, массой 1.1 г растворяли в 8.8 мл диметилсульфоксида, добавляли формальдегид 1.5 мл и вводили 0.025 мл соляной кислоты. Золи набирали в герметично закрытые формы и помещали в печь (60°C, 72 часа) для завершения процесса поликонденсации. Полученные лиогели промывали в изопропиловом спирте. Сушку лиогелей осуществляли в среде сверхкритического диоксида углерода. Из полученных аэрогелей пиролизом при 1000°C в инертной атмосфере получены прочные углеродные аэрогели.

Полученные углеродные аэрогели с точки зрения структуры являются аналогами разупорядоченного графена. Плотность полученных материалов составила 1.3 г/см^3, скелетная плотность 2 г/см^3, удельная площадь поверхности 707 м^2/г, прочность на сжатие – 159 МПа, что выше аналогов.

Список используемой литературы:

[1] Sarfraz A. et al. Reference Module in Materials Science and Materials Engineering. – Elsevier BV, 2020.

[2] Robinson M., Shine T. *Nature Climate Change*. 2018.V.8.№7.P.564.

[3] Ham D. J., Lee J. S. Energies. 2009. V.2. №4. P.873–899

ВЛИЯНИЕ МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ НА УПРУГИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ Al/C_{60}

Решетняк В.В.*, Аборкин А.В.

Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, г.Владимир

**viktor.reshetnyak84@gmail.com*

Нанокомпозиты на основе алюминия и углеродных наночастиц, в частности, фуллеренов, представляют значительный интерес [1]. Экспериментальные исследования, однако, указывают на имеющиеся трудности при создании таких материалов. Отчасти, указанные трудности связаны с малостью размеров наночастиц и недостаточно проработанной теорией нанокомпозитов. В теории упругости неоднородных сред с наночастицами существенным оказывается вклад энергии межфазной границы [2,3]. Эффективные модули упругости вещества зависят при этом от параметров частицы и матрицы, концентрации частиц, а также характеристиками интерфейса. В работе [2] показано, что помимо коэффициента поверхностного натяжения для описания деформации композита требуются дополнительные параметры, имеющие смысл модулей упругости межфазной области. Необходимость введения этих параметров возникает при учете разрывного характера полей смещения и деформаций и зависимости свободной энергии поверхности как от средних значений обозначенных величин, рассчитанных слева и справа от поверхности, так и от их разрывов [2].

В настоящей работе для определения обозначенных параметров предлагается аналитическая модель, удобная для практического использования. Модель разработана для полых наночастиц сферической формы, использует приближение парного взаимодействия атомов и упрощенный вид двухчастичной функции распределения. Проверка

применимости теории проведена при расчете объемного модуля системы Al/C_{60} путем сравнения с численной моделью более высокого уровня точности, а также с известными из литературы экспериментальными данными.

Взаимодействие атомов описывалось с использованием потенциала Леннарда-Джонса:

$$u = 4\varepsilon\left[\left(\frac{\sigma}{r}\right)^{12} - \left(\frac{\sigma}{r}\right)^{6}\right], \quad (1)$$

где u — энергия взаимодействия пары атомов, r — расстояние между ними, параметры потенциала ε и σ определяют глубину и положение потенциальной ямы.

Свободная энергия межфазной границы может быть рассчитана как:

$$F_i = \int_0^1 \langle\frac{\partial U}{\partial \lambda}\rangle \, d\lambda, \quad (2)$$

где λ — дополнительный параметр потенциала взаимодействия, при изменении которого от 0 до 1 в системе образуется межфазная граница.

Вычисление интеграла (2) может быть выполнено с использованием методов молекулярной динамики или Монте-Карло. Такой расчет не содержит допущений о виде функции распределения и не предполагает использование малого параметра, поэтому характеризуется высокой точностью. В то же время, сложность как самой вычислительной задачи, так и анализа ее результатов существенно ограничивают применение численных моделей для постановки и анализа экспериментов.

Аналитический расчет свободной энергии требует введения дополнительных допущений о виде функции распределения атомов в конфигурационном пространстве. В настоящей работе предполагалось, что атомы наночастицы и матрицы распределены однородно, с плотностью, равной средней плотности вещества. При этом двухчастичная функция распределения имеет вид:

$$g(\mathbf{r}_1, \mathbf{r}_2) = \begin{cases} 1, \mathbf{r}_1 \in V_m \cap \mathbf{r}_2 \in V_p, \\ 0, \mathbf{r}_1 \notin V_m \cup \mathbf{r}_2 \notin V_p. \end{cases} \quad (3)$$

Здесь $\mathbf{r}_1$ и $\mathbf{r}_2$ — радиус-векторы атомов 1 и 2 матричного вещества и наночастицы соответственно, V_m и V_p — объемы, занимаемые фазами матрицы и включения. Используя (3), интеграл (2) можно вычислить аналитически, причем окончательное выражение для свободной энергии межфазной границы имеет вид:

$$F_i = W_p - W_m, \quad (4)$$

где

$$W_{p,m}(R,R_0) \approx w_{p,m}\left[4\left(\frac{\sigma_{p,m}}{R_0-R}\right)^9 - 3\left(\frac{\sigma_{p,m}}{R_0-R}\right)^3\right].. \qquad (5)$$

Параметры с индексами p и m соответствуют частице и матрице, R — радиус частицы, определяемый средним расстоянием от атомов поверхности до центра масс, R_0 — радиус полости в матричном материале, определяемый из условия минимума свободной энергии, параметр w зависит только от свойств матрицы и частицы и определяется формулой:

$$w_{p,m} = n_m n_p \varepsilon_{p,m} R^2 \sigma_{p,m}^3, \qquad (6)$$

в которой n_m и n_p — объемная плотность атомов матричного вещества и поверхностная плотность атомов наночастицы.

Объем межфазной границы соответствует области, ограниченной сферами радиусов R и R_0. Дифференцируя выражение (5) легко получить формулы зависимости давления от объема межфазной области, разложение которых в ряд Тейлора дает значение объемного модуля интерфейса:

$$B_i \approx 27\varepsilon_p \sigma_p n_m n_p R_0. \qquad (7)$$

Радиус полости R_0 вычисляется из условия минимума свободной энергии. По известным значениям B_i и R_0 в настоящей работе был рассчитан эффективный объемный модуль нанокомпозита Al/C_{60}. Сравнение результатов вычисления с данными моделирования методом молекулярной динамики, а также с известными экспериментальными данными демонстрирует качественно верную зависимость объемного модуля от концентрации наночастиц.

Работа выполнена в рамках государственного задания в сфере научной деятельности Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема FZUN-2020-0015, госзадание ВлГУ).

Список используемой литературы:

[1] И.А. Евдокимов. Исследование структурно-фазового состава и физико-механических свойств алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных углеродными наноструктурами. Дисс... к. т. н.: 05.16. 06. ИМЕТ РАН. 2013.

[2] M.E. Gurtin, J. Weissmüller, F. Larché. A general theory of curved deformable interfaces in solids at equilibrium // Philosophical Magazine A. 1998. V. 78(5). #1093.

[3] P. Sharma, S. Ganti, N. Bhate. Effect of surfaces on the size-dependent elastic state of nano-inhomogeneities // Appl. Phys. Lett. 2003. V. 82(4). #535.mogeneities // Appl. Phys. Lett. 2003. V. 82(4). #535.

СИНТЕТИЧЕСКИЕ СОЕДИНЕНИЯ СО СТРУКТУРОЙ ВАЛЛЕРИИТА – ПРЕДСТАВИТЕЛИ НОВОЙ ПЛАТФОРМЫ ДЛЯ СИНТЕЗА СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ, ОБРАЗОВАННЫХ ЧЕРЕДУЮЩИМИСЯ КВАЗИАТОМНЫМИ СУЛЬФИДНЫМИ И ГИДРОКСИДНЫМИ СЛОЯМИ

Лихацкий М.Н. [1]*, Борисов Р.В. [1,2], Воробьев С.А. [1], Иванеева А.Д. [1], Карачаров А.А. [1], Карпов Д.В. [1]

[1] *Институт химии и химической технологии – обособленное учреждение ФИЦ КНЦ СО РАН, г.Красноярск*

[2] *Сибирский федеральный университет, г.Красноярск*

**lixmax@icct.ru*

Двумерные материалы и явления вызывают огромный научный интерес, не в последнюю очередь благодаря новым применениям. В настоящей работе представлен новый тип синтетических соединений, природные аналоги которых - минералы группы валлериита – состоят из противоположно заряженных двумерных квазиатомных сульфидных ($CuFeS_2$, FeS и др.) и гидроксидных (бруситоподобных) слоев. Дан обзор многообразия структур и составов природных прототипов, обсуждены условия синтеза применительно к фазовой чистоте, морфологии и составу гибридных слоистых соединений. В докладе обсуждаются результаты, полученные с помощью различных видов спектроскопии (РФЭС, Мессбауэровской спектроскопии, рентгеновской спектроскопии поглощения, включая XANES и EXAFS, спектроскопии комбинационного рассеяния), характеризующие состав и строение синтетических смешанно-слоистых соединений, а также избранные физические (магнитные, электронные, оптические и др.) свойства; приводятся результаты исследований реакционной способности синтетических валлериитов и точилинитов в электрохимических реакциях, в реакциях термодеструкции в инертной (Ar) и окислительной атмосферах.

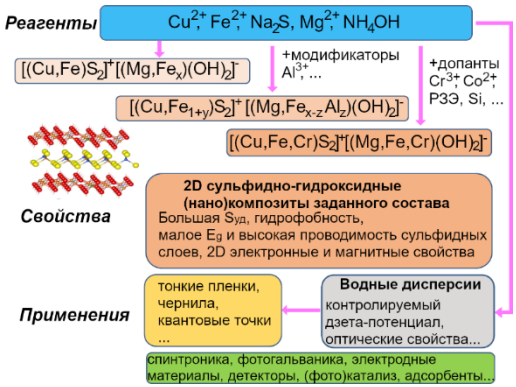


Рисунок 1 – Слоистые нанокомпозиты и перспективы их применения

Показана возможность настройки электронных, оптических свойств варьированием химического состава гидроксидных и сульфидных слоев, в частности, найдено, что содержание Fe(III) в октаэдрическом окружении в составе гидроксидных слоев, зависящее от количества алюминия, критически влияет на ширину запрещенной зоны, оптические и электронные свойства соединений. Кратко обсуждаются перспективные направления исследований и потенциальные применения полученных нами соединений в качестве нового класса многофункциональных материалов.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-13-00321.

ОСАЖДЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ Au НА ДВУМЕРНЫЕ СЛОИСТЫЕ СУЛЬФИД-ГИДРОКСИДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, КАК ПУТЬ ПОЛУЧЕНИЯ НОВЫХ КОМПОЗИТНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ

Карачаров А.А. [1]*, Борисов Р.В. [1,2], Лихацкий М.Н. [1], Воробьев С.А. [1], Томашевич Е.В. [1]

[1] *Институт химии и химической технологии – обособленное учреждение ФИЦ КНЦ СО РАН, г.Красноярск*

[2] *Сибирский федеральный университет, г.Красноярск*

**karacharov@icct.ru*

Слоистые 2D материалы, свойства которых могут радикально отличаться от свойств трехмерных прекурсоров, имеют огромное значение для широкого ряда применений. Недавно, используя простую методику

автоклавного синтеза, мы получили 2D материал – аналог природного минерала валлериита, - в котором квазимоноатомные Cu-Fe-S листы перемежаются с бруситоподобными [1]. Особенности электронной структуры таких материалов позволяют предлагать их как новый материал для будущих приложений, таких как (электро)фотокатализ, элементы солнечных батарей и др. Известным способом улучшения фотокаталитических свойств материалов является декорирование металлическими наночастицами.

В настоящей работе были получены нанокомпозитные материалы путем иммобилизации наночастиц золота (НЧЗ) на поверхности синтетических валлериитов из промежуточных и конечных водных растворов цитратного восстановления $HAuCl_4$.

По данным РФЭС, ПЭМ, EDX, SAED золото, иммобилизованное из конечных цитратных гидрозолей на нанохлопьях валлериита с латеральными размерами 150-200 нм и толщиной десятки нм, представлено в форме отдельно расположенных сферических металлических НЧ со средним диаметром 11 нм; небольшое число агрегатов указывает на высокое сродство НЧЗ к поверхности минералов. Показано, что максимум полосы поверхностного плазмонного резонанса примерно соответствует ширине запрещенной зоны валлериитов, что имеет решающее значение для ряда приложений.

Количество закреплённого золота на поверхности всех синтетических валлериитов примерно одинаково, около 0,2 отн.%, что связано с одновременно протекающей сорбцией свободных цитрат-ионов находящихся в гидрозолях НЧЗ, которые, как показали измерения дзета-потенциала, заряжает поверхность всех исследованных образцов синтетических валлериитов до примерно одинаковой отрицательной величины -40 мВ.

В случае иммобилизации золота из промежуточных растворов цитратного восстановления на поверхности валлериита, происходит формирование не только сферических, но и большого числа анизотропных металлических Au НЧ. Использование промежуточных растворов цитратного восстановления повышает долю закреплённого золота на поверхности синтетических валлериитов практически на порядок, до 2-3%, по сравнению с сорбцией из конечных гидрозолей золота. При этом основная часть золота находится на поверхности в металлической форме, а также в виде соединений Au(I) и Au(III) (около 30% отн.).

Кроме того, иммобилизация НЧЗ, согласно РФЭС данным, значительно снижает содержание магния и кислорода на поверхности синтетических валлериитов, за счёт разрушения/растворения части бруситного слоя, также снижается количество Fe^{3+} связанного с OH-

группами и одновременно растёт доля Fe^{3+}-O соединений. При этом ПЭМ показала сохранение слоистой структуры валлериитов после иммобилизации НЧЗ.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-13-00321.

Список используемой литературы:

[1] Mikhlin Yu. L. R.V. Borisov, S.A. Vorobyev, et al. // J. Mater. Chem. A. 2022. V. 10. #17. P. 9621-9634.

АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА ГРАФЕН/МЕТАЛЛ МЕТОДОМ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Сафина Л.Р.*, Баимова Ю.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, г.Уфа,

** saflia@mail.ru*

Благодаря большой удельной поверхности, легкому весу и высокой прочности скомканный графен является одним из перспективных материалов, подходящих для создания композитных материалов. В данной работе методом атомистического моделирования исследуются механические свойства композита графен/металл, где предшественником композита служит скомканный графен, заполненный наночастицами Ni, Al или Cu.

Для получения композита графен/металл используется гидростатическое сжатие при повышенных температурах. Оптимальная температура получения композитов графен/металл составляет $T = 0.6 – 0.8T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления наночастицы выбранного размера, отличающаяся от температуры плавления объемного образца металла [1]. Более детальное описание начальной структуры и способа получения композита графен/металл представлено в работе [2]. Механические свойства композита оцениваются в процессе одноосного растяжения при комнатной температуре. Численные эксперименты проводятся в свободно распространяемом пакете молекулярно-динамического моделирования LAMMPS. Для описания межатомных взаимодействий в системах графен/металл применяются следующие потенциалы: потенциал AIREBO для взаимодействия C-C; потенциал Леннарда-Джонса для описания взаимодействия C-Cu [3]; потенциал

Морзе, для описания взаимодействий C-Ni [4], C-Al [5], Ni-Ni, Cu-Cu и Al-Al [6].

Выявлено, что из трех композитов, полученных в сходных условиях, наибольшим пределом прочности обладает композит графен/Ni. Прочность данного материала на разрыв составляет около 110.6 ГПа, в то время как у композитов графен/Al и графен/Cu предел прочности составляет 43.7 и 45.7 ГПа соответственно. Это можно объяснить тем, что между графеном и Ni имеется довольно сильная связь, в отличие от других взаимодействий графен/Al и графен/Cu. За счет этого, в предшественнике композита графен/Ni, в процессе деформационно-термической обработки идет взаимодействие листов графена с наночастицами Ni (происходит оборачивание наночастиц Ni). Более того, в процессе гидростатического сжатия при температуре 1000 К идет соединение листов графена между собой (появляются новые ковалентные связи). В процессе сжатия формируется непрерывная прочная графеновая сетка с равномерно распределенными атомами Ni. Такая структура показывает большее сопротивление деформации в процессе одноосного растяжения. В случае заполнения скомканного графена другими металлами (Al или Cu), за счет слабой связи между структурными элементами предшественника композита, в процессе деформационно-термической обработки идет коагуляция наночастиц металлов, на которых далее локализуется разрушение.

Работа выполнена в рамках гранта Республики Башкортостан Российской Федерации для молодых ученых.

Список используемой литературы:

[1] L.R. Safina, K.A. Krylova. // IEEE 24th International Conference of Young Professionals in Electron Devices and Materials (EDM). 2023. 70-74.

[2] L.R. Safina, K.A. Krylova, J.A. Baimova. // Mater. Today Phys. 2022. V. 28. 100851.

[3] H. Huang, X. Tang, F. Chen, J. Liu, D. Chen. // J. Nucl. Mater. 2017. V. 493. 322-329.

[4] K.P Katin., V.S. Prudkovskiy, M.M. Maslov // Micro Nano Lett. 2018. V. 13. 160-164.

[5] K.P. Katin, S. Kaya, M.M. Maslov // Mater. Lett. 2022. V. 12. №2. 148-152.

[6] L.A. Girifalco, V.G. Weizer // Phys. Rev. 1959. V. 114. 687-690.

ОБРАЗОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР В КОМПОЗИЦИЯХ ОРГАНИКА – НЕОРГАНИКА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДЕФОРМАЦИЙ, ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

Цебрук И.С.*, Винокуров С.А., Киселев А.П., Классен Н.В., Кедров В.В., Орлов А.Д., Покидов А.П., Шахлевич О.Ф.
Институт физики твердого тела им.Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, г.Черноголовка
cebruk@issp.ac.ru

Ранее мы на примере композитов из полистирольных люминофоров с наночастицами сульфата цезия показали преимущества наноразмерных гетероструктур органика-неорганика для сцинтилляционных детекторов радиации за счет совмещения эффективности люминесценции органики и высокой плотности и радиационной прочности неорганики. Данная работа посвящена совершенствованию детекторных свойств таких нанокомпозиций за счет улучшения атомно – молекулярных контактов органики с неорганикой деформационными, электрическими и магнитными воздействиями.

В бензольный раствор полистирола с активатором люминесценции (1,4ди5фенил2оксазолил-бензол) вводились нано- или микро-частицы бромида лантана или иодида цезия в объемной концентрации от 30 до 50 %. После этого проводилось отверждение пленки раствора на алюминиевой или стеклянной подложке в свободном состоянии или под действием ультразвука, электрического (100 в/см) или магнитного (0,4 Тл) полей. Кроме того, из такого рода суспензий формировались микроволокна электрическим или механическим вытягиванием. Полученные пленочные и микроволоконные композиции диагностировались рентгеновской дифрактометрией, рентгенолюминесценцией, фотолюминесценцией, электронной и оптической микроскопией.

Этими диагностическими приемами было установлено, что деформационная обработка композиций полистирола с бромидом лантана в ряде режимов приводит к сильному взаимоперемешиванию органики и неорганики. Тем самым композиционное наноструктурирование компонентов доводится до молекулярных и атомарных масштабов. При этом поглощение ионизирующей радиации и последующие сцинтилляции эффективно взаимосвязаны: гамма-кванты поглощаются тяжелыми атомами неорганики, а вылетающие из них быстрые электроны тут же возбуждают соседствующие молекулы органики, вызывая эффективное по быстроте и интенсивности излучение света. Электрообработка таких атомно-молекулярных композиций пространственно модулирует

концентрации органики и неорганики, в ряде режимов образуя усиливающие люминесценцию микрорезонаторы. С другой стороны, вытягивание сильным электрическим полем из раствора полистирола в бензоле с бромидом лантана микроволокон образует в них сферовидные расширения, электронная микроскопия которых выявляет наноячейки с хорошей периодичностью, стенки которых сформированы соединениями органики с неорганикой, свойства которых будут представлены в докладе.

Ультразвуковая обработка композиций полистирола и иодида цезия не доводит их до полного взаиморастворения, но рентгенодифрактометрия и инфракрасная спектроскопия показывают, что на межфазных границах формируется новое соединение с отчетливо выраженной кристалличностью, куда входят атомы этих компонентов. Приложение магнитного поля к композиции из бензольного раствора полистирола с иодидом цезия значительно улучшает регулярность формируемых при этом сверхструктур оптического масштаба. При этом наблюдается вазимосвязывание наночастиц иодида цезия и молекул активатора свечения, усиливающее эффективность сцинтилляций. Всё это даёт возможность создания детекторных матриц рентгеновского излучения с пространственным разрешением микронных масштабов.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ СПЛАВА TNM-B1, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Марков Г.М. *, Логинов П.А.
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» г.Москва
markov.sci@gmail.com

Сплавы на основе алюминидов титана востребованы в производстве двигателей благодаря сочетанию таких свойств, как низкий удельный вес, высокие показатели жаропрочности, сопротивлению ползучести и стойкости к высокотемпературному окислению.

С целью улучшения термической устойчивости и повышения пластичности при нормальной температуре используются комплексные методы легирования, гомогенизирующая термическая обработка и старение.

Один из эффективных методов производства сплавов на основе алюминидов титана — это комбинация методов высокоэнергетической

механической обработки реакционного порошкового состава (ВЭМО), процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), горячего изостатического прессования (ГИП) и этапа термической обработки (ТО). Данные технологические процессы позволяют создать материал с однородной мелкозернистой структурой материала с минимальным количеством остаточных пор.

В настоящей работе изучен сплав TNM-B1, который демонстрирует удачное сочетание механических свойств при комнатной и высоких температурах, однако рабочая температура не превышает 800 °C. Для повышения свойств сопротивления ползучести проводили дисперсное упрочнение сплава наночастицами Y_2O_3 с последующей корректировкой режимов технологической цепочки ВЭМО-СВС-ГИП-ТО. На стадии ВЭМО обеспечивается равномерное распределение наночастиц по объему порошковой смеси. СВС позволяет получить материал с заданным соотношением фаз TiAl и Ti_3Al. ГИП позволяет сформировать мелкозернистую глобулярную структуру, а термическая обработка трансформирует её в частично слоистую, что повышает сопротивление высокотемпературной деформации.

В результате проведенных исследований установлено, что основным механизмом деформации при ползучести для материала с глобулярной структурой является переползание дислокаций в температурном диапазоне 800-900°C и скольжение дислокаций при температуре 1000-1100°C.Для материала со слоистой микроструктурой при температурах от 800 до 1100 °C переползание дислокаций становится основным механизмом деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект 0718-2020-0034).

ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА И МЕТОДА ВВЕДЕНИЯ КОБАЛЬТА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Исаева Н.В. [1]*, Благовещенский Ю.В. [1], Терентьев А.В. [1], Ланцев Е.А. [2], Нохрин А.В. [2], Андреев П.В. [2], Сметанина К.Е. [2], Мурашов А.А. [2], Болдин М.С. [2]

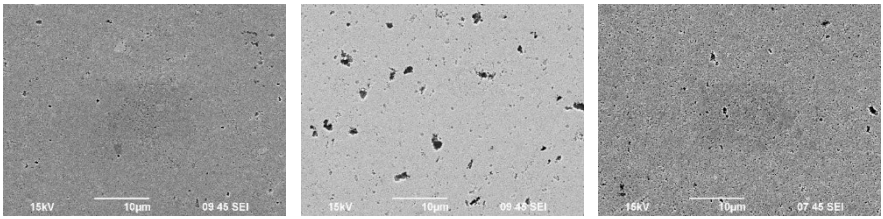
[1]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва*

[2]*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г.Нижний Новгород*

* *nisaeva@imet.ac.ru*

Исследовано влияние технологии получения наноразмерной твердосплавной шихты WC-Co на свойства и микроструктуру спеченного твердого сплава. Применение методики химико-металлургического осаждения соли кобальта на поверхность наноразмерных частиц карбида вольфрама с последующим восстановлением водородом совместно с электроимпульсным плазменным спеканием (ЭИПС) позволяет получить образцы с равномерным распределением зерен карбида и высокими механическими свойствами.

В качестве исходных порошков были использованы нанопорошок WC с размером 60-80 нм, полученные по двухстадийной технологии с применением низкотемпературной плазмы [1] и порошки кобальта, размером 1-2 мкм (Китай), для осаждения - кристаллическая соль кобальта $CoCl_6 \cdot 6H_2O$. Твердосплавная смесь готовились химико-металлургическим методом и технологией совместного размола в планетарной мельнице. Спеченные образцы получены методом ЭИПС при температуре твердофазного спекания (1050°С) без выдержки. Спеченные образцы, полученные по методике осаждения имеют меньшую плотность по сравнению с размолотыми порошками, но совсем иную микроструктуру (рис.1).



а б в

Рисунок 1 – Микрофотографии спеченных образцов WC-10Co-1VC-1TaC (а – образец с нанесенным кобальтом, б – размол 6 ч, в – помол 20 ч)

Увеличение времени размола повышает содержание кислорода в смеси. Время и интенсивность размола влияют на равномерность распределения кобальта в порошке. При спекании крупные включения кобальта образуют так называемые «островки» и снижают свойства спеченного твердого сплава (рис.1б).

В таблице 1 представлены физико-механические свойства спеченных образцов. Для образцов с осажденным кобальтом получены высокие значения твердости при одновременно высоких значениях трещиностойкости.

Таблица 1 – Физико-механические свойства спеченных образцов WC-10Co-1VC-1TaC

№	Метод получения смеси	Метод спекания	Мех. свойства		Плотность, г/см^3
			HV, ГПа	K_1C, МПа·м$^{1/2}$	
1	Осаждение	ЭИПС	2502	11,18	97,08
2	Размол 6 ч	ЭИПС	2203	8,39	99,23
3	Размол 20 ч	ЭИПС	2084	6,52	99,28

Список используемой литературы:

[1] Исаева Н.В., Благовещенский Ю.В. и др. Получение нанопорошков карбидов и твердосплавных смесей с применением низкотемпературной плазмы. // Известия ВУЗов. Порошковая металлургия и функциональные материалы. №3. 2013. с. 7-13

НАНОПОРИСТЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ ДИОКСИДА СВИНЦА – ОСНОВА СОЗДАНИЯ БЫСТРОАКТИВИРУЕМЫХ ХИМИЧЕСКИХ ИСТОЧНИКОВ ТОКА ДЛЯ МАЛОКАЛИБЕРНЫХ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ БОЕПРИПАСОВ

Щеглов П.А. [1], Самсонов Д.А. [1]*, Павленков А.Б. [1], Кулова Т.Л. [2], Скундин А.М. [2]

[1] Акционерное общество «Научно-производственное объединение «Прибор» им. С.С. Голембиовского», г.Москва

[2] Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина Российской академии наук, г.Москва

** d@samsonov-work.ru*

Работа посвящена изучению влияния свойств поликристаллических покрытий диоксида свинца на стальных подложках на функционирование электрохимической системы свинец – хлорная кислота – диоксид свинца, примененной для разработки миниатюрных резервных химических источников тока.

Актуальность направления определяется использованием резервных химических источников тока для электропитания взрывательных устройств малокалиберных артиллерийских боеприпасов. Рассматриваемые источники тока функционируют в экстремальных условиях и должны обладать малым временем активации (менее 50 мс). Одним из факторов, определяющих время активации, является скорость электрохимических процессов. Основной недостаток указанной электрохимической системы состоит в снижении разрядных характеристик и скорости электрохимических процессов в области пониженных температур (особенно от -30°С до -50°С), что приводит к увеличению времени активации, снижению напряжения разряда и неудовлетворительному функционированию источников тока.

С целью решения названной проблемы выполнены исследования физико-химических характеристик покрытий электродов в зависимости от условий их нанесения, а также влияния данных факторов на функционирование источников тока. Применены методы растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, рентгенофазового анализа, эталонной контактной порометрии, хронопотенциометрии.

Установлено, что лимитирующими для повышения разрядных характеристик являются свойства катодного материала (диоксида свинца). Варьирование условий (в первую очередь, плотности тока) анодного гальванического осаждения покрытий диоксида свинца на стальные

подложки из водного электролита на основе нитрата свинца позволяет получать покрытия с различной микроструктурой. На рисунке 1 представлены результаты характеризации микроструктуры, пористости и перенапряжения при разряде покрытий диоксида свинца, полученных при различных режимах, а также кривые выхода источников тока на рабочий режим разряда.

Увеличение плотности тока позволяет получать покрытия с увеличенной пористостью и уменьшенным размером кристаллитов. Для покрытий, характеризующихся повышенным содержанием нанопор (размером менее 100 нм) и малым размером кристаллитов (~10 нм), зафиксировано наименьшее перенапряжение в начальном периоде разряда при температуре -50°С. На основе представлений о связи перенапряжения с кинетическими параметрами электродного процесса [1] можно утверждать, что наименьшее перенапряжение при разряде соответствует наибольшей скорости электродного процесса, реализуемого на покрытии нанопористого нанокристаллического диоксида свинца, что является благоприятным фактором для обеспечения наименьшего времени активации резервного источника тока.

Результаты исследований (рисунок 1) подтверждают, что применение нанопористого нанокристаллического покрытия диоксида свинца в качестве катодного материала для резервных источников тока позволяет достичь рекордно малых значений времени активации (менее 30 мс при температуре -50°С) [2].

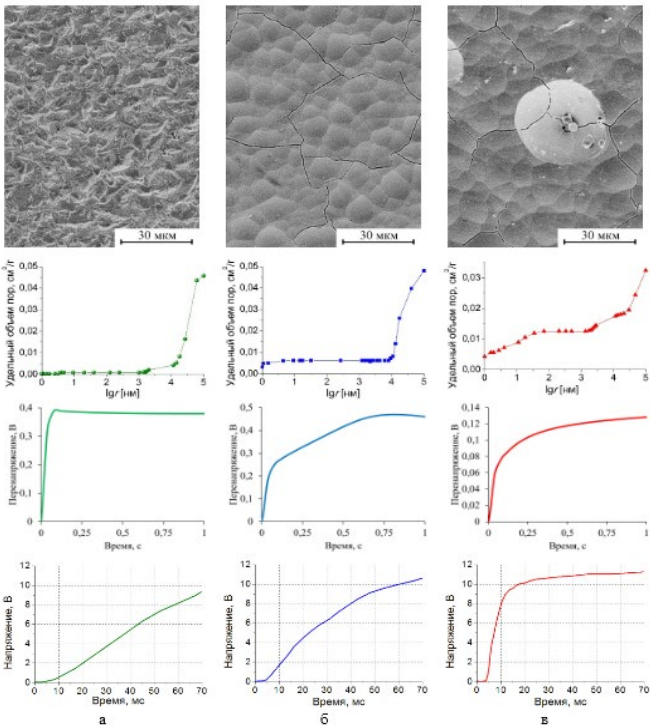


Рисунок 1 – Микрофотографии поверхности, интегральные порограммы, кривые перенапряжения при разряде (при температуре -50°) и кривые выхода источников тока на рабочий режим (при температуре -50°) для покрытий диоксида свинца, полученных при различной плотности тока: 1 А/дм^2 (а), 2 А/дм^2 (б), 5 А/дм^2 (в)

Список используемой литературы:

[1] K.J. Vetter. Elektrochemische Kinetik. Berlin, Heidelberg: Springer. 1961. 698 S.

[2] П.А. Щеглов, Д.А. Самсонов, А.Б. Павленков Т.Л. Кулова, А.Ю. Рычагов, Н.Ф. Никольская, А.А. Ширяев, А.М. Скундин // Электрохимия. 2023. Принято в печать.

ГЕТЕРОПЕРЕХОДНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ГРАФИТОПОДОБНОГО НИТРИДА УГЛЕРОДА И ОРТОФЕРРИТА ПРАЗЕОДИМА ДЛЯ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКОЙ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ФАРМАЦЕВТИЧЕСКИХ ПРОИЗВОДСТВ

Чебаненко М.И.*, Лебедев Л.А., Сероглазова А.С., Попков В.И.
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, г.Санкт-Петербург
**m_chebanenko@list.ru*

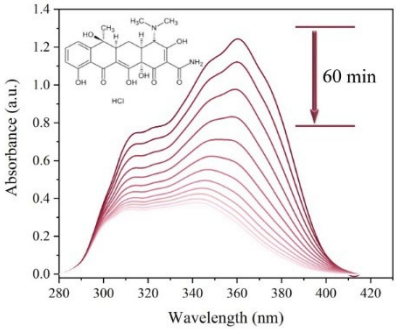
На сегодняшний день проблема загрязнения воды лекарственными препаратами остается одной из самых актуальных в мире. Особого внимания заслуживают группы антибиотиков, которые не могут полностью удаляться из канализационных стоков с помощью очистных сооружений и попадают в природные водоемы, а затем - в питьевую воду. Как правило, анализ сточных вод выявляет присутствие наиболее широко применяемой тетрациклиновой группы препаратов. Тетрациклина гидрохлорид (TCHCl) активно используется в сельском хозяйстве, ветеринарии, а также в качестве стимуляторов роста. Проникая в природные водоемы, антибиотик оказывает пагубное воздействие на водную биоту, в том числе приводит к появлению устойчивости организмов к противомикробным препаратам. Поэтому разработка эффективных материалов и экологически безопасных методов для очистки водных сред от антибиотиков является важной задачей.

В данной работе предлагается решение этой проблемы за счет создания фотокаталитически активных материалов, на основе графитоподобного нитрида углерода (g-C_3N_4) и ортоферрита празеодима ($PrFeO_3$), которые могут быть использованы для эффективного разложения тетрациклина гидрохлорида под действием видимого света.

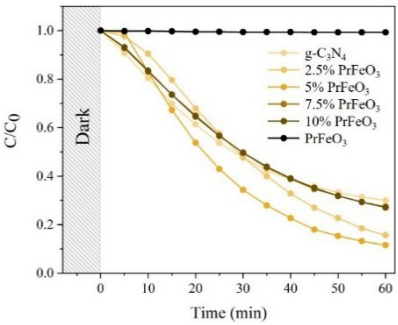
Исходные порошки g-C_3N_4 и $PrFeO_3$ были получены термолизом мочевины и методом растворного горения, соответственно. Нанокомпозиты g-C_3N_4/$PrFeO_3$ были получены ультразвуковым диспергированием порошков в этаноле с последующей сушкой. Состав нанокомпозита был оптимизирован с помощью изменения массовой доли $PrFeO_3$ в порошке графитоподобного нитрида углерода. Полученная серия образцов была охарактеризована с помощью комплекса физико-химических методов анализа, включая РФА, СЭМ, ЭСДО и метод низкотемпературной адсорбции–десорбции азота. Активность нанокомпозитов g-C_3N_4/$PrFeO_3$ была исследована в процессе фотокаталитического разложения TCHCl под воздействием видимого излучения. На представленных зависимостях C/C_0 = f(t) показано, что чистый $PrFeO_3$ обладает низкой активностью в процессе разложения

антибиотика в выбранных условиях (Рисунок 1а). Это может быть объяснено низкими значениями площади удельной поверхности и суммарного объема пор нанопорошка $PrFeO_3$ (Таблица 1). Константы скорости реакции окисления TCHCl были найдены с помощью кинетического уравнения реакции псевдопервого порядка и расположились в следующем порядке: g-C_3N_4 < 7.5% $PrFeO_3$, 10% $PrFeO_3$ < 2.5% $PrFeO_3$ < 5% $PrFeO_3$ (Рисунок 1 б,в).

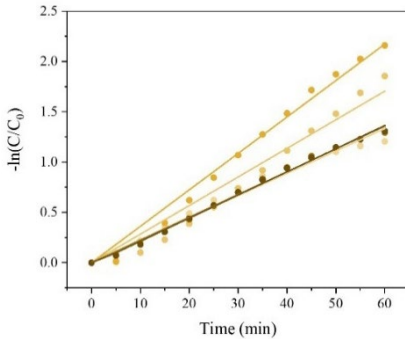
Для объяснения установленной зависимости, были рассчитаны и приведены значения числа превращений (TON) и частоты превращений (TOF). В отличие от константы скорости реакции, эти значения позволяют оценить эффективность фотокатализатора с учетом количества активных центров на его поверхности. На рисунке 1г показано, что величина TON и TOF растет с увеличением массовой доли PFO в нанокомпозите от 0 до 5%, далее происходит падение эффективности. Несмотря на высокие значения площади удельной поверхности, образцы, содержащие 7.5% и 10% $PrFeO_3$ имеют низкие значения числа превращений и частоты превращений, что может быть объяснено активизацией процессов обратной рекомбинации. Катализатор, содержащий 5% $PrFeO_3$ имеет оптимальное соотношение исходных компонентов, которое улучшает поглощение света и перенос заряда между компонентами нанокомпозита по Z-схеме, позволяя эффективно разрушать антибиотики группы тетрациклинов в водной среде под действием видимого света.



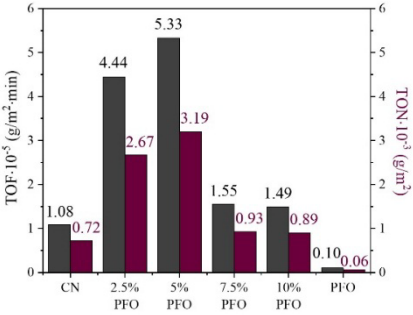
а



б



в



г

Рисунок 1 – Кинетические спектры TCHCl при облучении видимым светом (а), изменение концентрации TCHCl в процессе фотокаталитического эксперимента (б), логарифмические кинетические кривые (в), значения TOF и TON для исследуемых образцов (г)

Таблица 1 – Физико-химические характеристики исследуемых образцов

	S_{BET} (m^2/g)	V_p (cm^3/g)	D (nm)	Eg (eV)	k (min^{-1})	TOF·10^{-5} ($g/m^2 \cdot min$)	TON·10^{-3} (g/m^2)
g-C_3N_4	57.2	0.244	17.1	3.00	0.022	1.08	0.72
g-C_3N_4/**2.5%** $PrFeO_3$	58.4	0.304	20.8	3.05	0.028	4.44	2.67
g-C_3N_4/**5%** $PrFeO_3$	62.8	0.305	19.4	3.02	0.036	5.33	3.19
g-C_3N_4/**7.5%** $PrFeO_3$	66.9	0.376	22.5	3.01	0.023	1.55	0.93
g-C_3N_4/**10%** $PrFeO_3$	68.6	0.322	18.7	3.00	0.023	1.49	0.89
$PrFeO_3$	18.1	0.075	16.6	2.19	-	0.1	0.06

Таким образом, было показано, что создание нанокомпозитов на основе g-C_3N_4 и $PrFeO_3$ с гетеропереходной структурой Z-типа, повышает эффективность поглощения видимого света и фотокаталитическую активность нанокомпозитов, которые эффективно разлагают антибиотики тетрациклиновой группы.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-23-00328.

СТРУКТУРНАЯ ДИАГНОСТИКА НАНЕСЕННЫХ ГЕТЕРОГЕННЫХ КАТАЛИЗАТОРОВ $Ru/Ce_{1-x}Zr_xO_2$ ДЛЯ РЕАКЦИИ МЕТАНИРОВАНИЯ ОКСИДА УГЛЕРОДА

Харченко Н.А. [1,2]*, Пахарукова В.П. [1,2], Горлова А.М. [1,2], Стонкус О.А. [1], Сараев А.А. [1], Рогожников В.Н. [1]

[1]*Институт Катализа СО РАН имени Г. К. Борескова, г.Новосибирск*

[2]*Новосибирский Государственный Университет, г.Новосибирск*

**n.kharchenko@g.nsu.ru*

Реакция метанирования диоксида углерода вызывает повышенный интерес исследователей как способ трансформации углекислого газа, выбрасываемого на промышленных предприятиях, в полезный метан, использующийся в технологии Power-to-gas (P2G) в качестве энергоносителя [1, 2]. При создании катализаторов для данной экзотермической реакции важным аспектом является высокая активность систем при низких температурах, а также их термостабильность и устойчивость высокодисперсных частиц активного компонента к спеканию. Перспективными считаются рутений-содержащие катализаторы, так как они достигают хороших каталитических показателей при температурах 150-250℃. Наиболее эффективными являются системы на основе легко-восстанавливаемых оксидных носителей, в частности на основе диоксида церия Ru/CeO_2 и смешанных церий-циркониевых оксидов $Ru/Ce_{1-x}Zr_xO_2$ ввиду участия поверхности оксидного носителя в активировании реагентов.

Анализ опубликованных исследований схожих нанесенных рутений-содержащих катализаторов Ru/SiO_2 и Ru/Al_2O_3 [4-5], $NiRu/TiO_2$ [6] показал, что сильное влияние на структуру, дисперсность частиц активного компонента, а также стабильность полученных каталитических материалов может оказывать среда, в которой проводится термическая обработка предшественников катализаторов.

Данная работа посвящена комплексной структурной диагностике нанесенных катализаторов $Ru/Ce_{1-x}Zr_xO_2$ для процесса метанирования CO_2 с целью установления влияния среды (окислительная воздушная или восстановительная водородсодержащая атмосфера) при термообработке предшественников катализаторов на дисперсность и структуру нанесенных частиц активного компонента, а также изучения структурных изменений компонентов катализаторов в процессе активации катализаторов в восстановительной среде перед их функционированием в реакции. В качестве основных методов исследования использованы методы порошковой рентгеновской дифракции, просвечивающая

электронная микроскопия высокого разрешения и рентгенофотоэлектронная спектроскопия.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 21–73–20075.

Список используемой литературы:

[1] Hirata N., Watanabe R., Fukuhara C. Performance characteristics of auto-methanation using Ru/CeO_2 catalyst, autonomously proceeding at room temperature //Fuel. – 2020. – Т. 282. – С. 118619.

[2] Sakpal T., Lefferts L. Structure-dependent activity of CeO2 supported Ru catalysts for CO2 methanation //Journal of catalysis. – 2018. – Т. 367. – С. 171-180.

[3] Chin S. Y., Alexeev O. S., Amiridis M. D. Preferential oxidation of CO under excess H2 conditions over Ru catalysts //Applied Catalysis A: General. – 2005. – Т. 286. – №. 2. – С. 157–166.

[4] Bond G. C., Slaa J. C. Studies on ruthenium catalysts. Part 4: Hydrogenolysis of n-butane on Ru/Al2O3 catalysts-dependence of reaction kinetics on particle size and on pretreatment //Journal of molecular catalysis. – 1994. – Т. 89. – №. 1–2. – С. 221–228.

[5] Valdés-Martínez O. U. et al. Influence of calcination on metallic dispersion and support interactions for $NiRu/TiO_2$ catalyst in the hydrodeoxygenation of phenol //Catalysis Today. – 2019. – Т. 329. – С. 149.

ФОРМИРОВАНИЕ И РАССЛОЕНИЕ MN-СОДЕРЖАЩИХ ОКСИДОВ КАК ПУТЬ К СОЗДАНИЮ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КАТАЛИЗАТОРОВ

Булавченко О.А. [1]*, Афонасенко Т.Н. [2], Юрпалова Д.В. [2,3], Винокуров С. [1], Мищенко Д.Д. [1], Коновалова В.П. [1]

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

[2] *Центр новых химических технологий ИК СО РАН, г.Омск*

**obulavchenko@catalysis.ru*

Неуклонный рост производства и потребления топлива увеличивает объем вредных веществ, поступающих в атмосферу. Среди многообразия технологий, направленных на снижение выбросов, каталитическое окисление наиболее подходит для устранения значительного количества CO, летучих органических соединений и NOx благодаря высокой эффективности и небольшим энергетическим затратам. Mn-содержащие оксидные катализаторы представляют интерес, так как они характеризуются экономичностью, экологической безопасностью,

повышенной термической стабильностью и устойчивостью к отравлению каталитическими ядами. Активность оксидов марганца коррелирует со способностью ионов марганца легко менять степень окисления. При взаимодействии с оксидами церия/циркония наблюдается улучшение эффективности катализаторов за счет образования точечных кислородных вакансий, изменение микроструктных в твердых растворах $Mn_yCe(Zr)_{1-y}O_x$. В работе рассматриваются два пути к созданию активных катализаторов: 1) формирование Mn-Ce-Zr оксидных катализаторов классическими методами соосаждения; 2) расслоение твёрдых растворов при введении стадий топохимического восстановления-реоксиления. Катализаторы тестировались в реакции окисления CO и пропана, структурные, микроструктурные свойства и состояние поверхности исследовалось с помощью РФА, ПЭМ, РФЭС.

Первым подходом было исследование влияния условий синтеза методом соосаждения, соотношения компонентов на каталитические и структурные, микроструктурные свойства катализаторов. Подобрана оптимальная температура прокаливания, соответствующая 600°C, определено влияние соотношений Zr/(Zr+Ce), Mn/(Ce+Zr) на характеристики катализатора, показано, что формируются дефектные оксиды [1].

Вторым подходом было создание активного катализатора, образующегося не за счет формирования твердого раствора, а путем его расслоения при введении стадии топохимического восстановления-реокисления. Основная идея заключается в том, что под действием газообразной восстановительной среды катионы марганца восстанавливаются в объеме исходного соединения, и диффундируют на его поверхность. В результате чего происходит частичное расслоение твердого раствора: происходит разделении на области, обогащенные и обедненные марганцем. Дальнейшая стадия реокисления кислород-содержащим агентом способствует формированию активных частиц MnOx, прочно связанных с «родительским» оксидом. Показано, что регулируя условия предобработки можно контролировать фазовое состояние и дисперсность кристаллических модификаций оксидов марганца, способствовать расслоению твердого раствора с формированием нового типа активных состояний [2,3].

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 21-73-10218.

Список используемой литературы:

[1] Afonasenko T.N. , Yurpalova D.V. , Vinokurov Z.S. , Saraev A.A. , Aidakov E.E. , Konovalova V.P. , Rogov V.A. , Bulavchenko O.A. // Catalysts. 2023. V.13. N1. P 211:1-17.

[2] Bulavchenko O.A., Vinokurov Z.S. Afonasenko T.N. , Gerasimov E.Y. , Konovalova V.P. // Materials Letters. 2022. V.315. P. 1-4.

[3] Mishchenko D.D., Vinokurov Z.S., Afonasenko T.N., Saraev A.A., Simonov M.N., Gerasimov E.Y., Bulavchenko O.A. // Materials. 2023. V.16. N9. 3508:1-16

СИНТЕЗ ПОРОШКОВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ В ПЛАЗМЕ ИМПУЛЬСНОГО ВЫСОКОВОЛЬТНОГО РАЗРЯДА ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ФТОРОПЛАСТА И РАЗЛИЧНЫХ ПО СОСТАВУ ЭЛЕКТРОДОВ

Курявый В.Г., Зверев Г.А., Ткаченко И.А.
Институт химии ДВО РАН, г. Владивосток
kvg@ich.dvo.ru

Применён плазмохимический метод синтеза нанокомпозитов использующий фторопласт, размещенный в воздушной либо аргоновой плазме импульсного высоковольтного разряда.

Получены нанокомпозиты, содержащие наночастицы оксидов, фторидов, оксифторидов различных металлов; наночастицы благородных металлов; наноразмерные аллотропные модификации углерода (нанографит, нанографен, нанотрубки, полые наносферы; фрагменты кумуленвых цепочек); содержащие платину наночастицы ПТФЭ. После прокаливания образцов на воздухе фториды и оксифториды металлов переходят в оксиды, углеродная составляющая уходит в газовую фазу. Примеры – на рисунке 1.

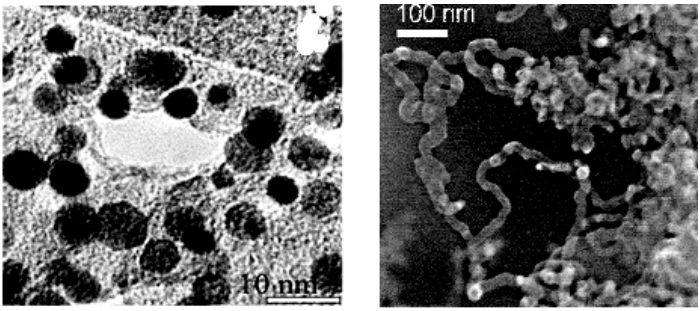


Рисунок 1 – Нанокристаллы платины (а), углеродные нанотрубки (б).

Химический состав наночастиц, содержащихся в нанокомпозитах, может целенаправленно варьироваться в широких пределах

использованием различных по составу электродов и различной газовой среды.

Интервалы, в которых располагаются размеры получаемых наночастиц можно задавать в пределах 3 ÷ 10 нм и 10 ÷ 300 нм путём различного размещения фторопласта в плазме.

Изучены магнитные свойства ряда полученных нанокомпозитов. Выявлены эффекты связанные с наноразмерами магнитных наночастиц, такие как, наличие суперпарамагнитной фазы, сдвиг температуры Нееля, изменение коэрцитивной силы, нестандартное поведение температурных зависимостей намагниченности FC и ZFC (кривая зависимости ZFC проходит выше кривой FC (Рисунок 2)).

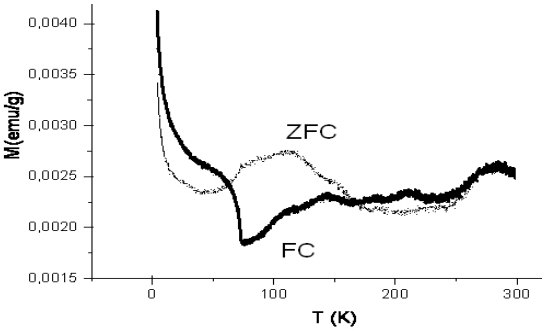


Рисунок 2 – Температурные зависимости FC и ZFC композита, полученного при использовании Pd/W/Ni электродов.

Финансирование. Работа выполнена в рамках государственного задания Института химии ДВО РАН, тема № 0205-2022-0003.

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ НАПОЛНИТЕЛЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПЛЕНОК НАНОКОМПОЗИТОВ ПОЛИ-*п*-КСИЛИЛЕН–СУЛЬФИД КАДМИЯ РАЗНОЙ ТОЛЩИНЫ

Иванова О.П. [1]*, Кривандин А.В. [1], Пирязев А.А. [2], Завьялов С.А. [3]

[1] *Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля Российской академии наук, г.Москва*

[2] *Институт проблем химической физики Российской академии наук, г.Черноголовка*

[3] *Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», г.Москва*

**olga@deom.chph.ras.ru*

Создание и исследование физико-химических свойств композиционных материалов с неорганическими включениями в виде полупроводниковых наночастиц является предметом интенсивных исследований в связи с фундаментальными научными проблемами и возможностями их практического применения. Свойства полученных нанокомпозитов во многом определяются их структурой, которая в свою очередь зависит от процесса формирования. Исследуемые пленки ППК-CdS толщиной ~ 0.2, 0.5, 1 и 1.5 мкм с содержанием наполнителя от ~ 5 до 90 об.% CdS были получены методом полимеризации из газовой фазы при совместном осаждении паров мономера *п*-ксилилена и CdS на кварцевые и кремниевые подложки при температуре жидкого азота. Экспериментально, методом рентгеновской дифракции в больших углах (длина волны CuKα =1,54 Å, синхротронное излучение 0.99 Å) , выявлены существенные различия в структурах пленок ППК-CdS разной толщины. Исследования проведены на рентгеновских дифрактометрах (ИБХФ РАН) и на синхротронном дифрактометре (линия BM26 ESRF, Гренобль, Франция).

Проведенные исследования показали, что в пленках толщиной ~ 0.2 мкм при содержании <10 об.% CdS наблюдались только рентгеноаморфные фазы ППК и CdS. При более высоком содержании CdS (≥ 10.5 об.% CdS) на дифрактограммах зарегистрированы только узкие пики, положение которых соответствует дифракционным пикам кристаллической фазы CdS типа вюрцита с размером частиц ~ 25-30 нм. Наибольшую относительную интенсивность имел дифракционный пик CdS (002) при S ≈ 2.96 см$^{-1}$, что можно объяснить преимущественной ориентацией кристаллографических плоскостей (001) параллельно

плоскости подложки. Наличие такой ориентации подтверждено двумерными дифрактограммами. Для пленок ППК-CdS толщиной ~ 0.5 и 1 мкм наблюдались только диффузные дифракционные пики, что свидетельствует о рентгеноаморфной структуре ППК и CdS с размером наночастиц ~ 1-3 нм. Полученные двумерные дифрактограммы показали отсутствие преимущественной ориентации в пленках толщиной ~ 0.5 и 1 мкм. Результаты исследований пленок толщиной ~ 1.5 мкм выявили, что при ~5 об.% CdS полимерная матрица имела неориентированную аморфно-кристаллическую структуру, а при 10–70 об.% CdS – рентгеноаморфную структуру с преимущественной ориентацией при 30–70 об.% CdS. Дифракционная картина от ППК не наблюдалась при ~ 80 и 90 об.% CdS. Присутствие CdS в пленках было зарегистрировано, начиная с ≥ 60 об.% CdS. При 60 - 80 об.% CdS, наблюдалась неориентированная рентгеноаморфная структура CdS с размером наночастиц, не превышающим ~3 нм, а при ~90 об.% CdS в пленке сформировались ориентированные наночастицы CdS с дефектной кристаллической структурой (СПУ), имеющие размер ~9 нм.

Проведенные исследования показали, что в пленках ППК-CdS разной толщины с ростом содержания наполнителя происходят изменения размеров частиц CdS, приводящие к формированию различных структур CdS - ориентированных кристаллических структур вюрцита и СПУ-структуры, а также неориентированной рентгеноаморфной структуры.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИБХФ РАН (№ 01201253304).

КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ СУЛЬФИДА КАДМИЯ В ПЛЕНКАХ НАНОКОМПОЗИТОВ ПОЛИ-*п*-КСИЛИЛЕН–СУЛЬФИД КАДМИЯ

Иванова О.П. [1]*, Кривандин А.В. [1], Пирязев А.А. [2], Завьялов С.А. [3]

[1] *Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля Российской академии наук, г.Москва*

[2] *Институт проблем химической физики Российской академии наук, г.Черноголовка*

[3] *Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», г.Москва*

**olga@deom.chph.ras.ru*

Интерес к пленочным нанокомпозитам на основе полимерной матрицы из поли-*п*-ксилилена (ППК) с неорганическими включениями в виде полупроводниковых наночастиц сульфида кадмия (CdS)

определяется возможностями их практического применения в солнечных батареях, светоизлучающих диодах, химических сенсорах, катализе и медицине. Пленки ППК-CdS, синтезированные методом полимеризации из газовой фазы при совместном осаждении паров мономера *n*-ксилилена и CdS на кварцевые и кремниевые подложки при температуре жидкого азота, имели толщину 0.2 и 1.5 мкм, содержали от 5 до 90 об.% CdS.

В работе методом рентгеновской дифракции в широких углах (длина волны CuKα =1,54 Å, синхротронное излучение 0.99 Å) проведены исследования структуры пленок ППК-CdS разной толщины на рентгеновских дифрактометрах (ИБХФ РАН) и на синхротронном дифрактометре (линия BM26 ESRF, Гренобль, Франция). Результаты исследования показали, что в пленках толщиной ~ 0.2 мкм при содержании ≥ 10.5 об.% наблюдается изменение структуры CdS – переход неориентированной рентгеноаморфной структуры в ориентированную кристаллическую структуру типа вюрцита с размером частиц ~ 25-30 нм, а в пленках толщиной ~ 1.5 мкм при содержании > 80 об.% – переход неориентированной рентгеноаморфной структуры CdS в ориентированную дефектную кристаллическую СПУ-структуру с размером частиц ~ 9 нм, Для матрицы ППК в пленках разной толщины характерна рентгеноаморфная структура при содержании ≤ 10.5 об.% и < 90 об.% CdS. Для выяснения причин, при которых возможно образование кристаллических структур CdS в пленках ППК-CdS разной толщины, были проведены исследования химического состава пленок методом ИК-спектроскопии. В ИК-спектрах исследуемых пленок с ростом содержания наполнителя выявлены общие особенности − сдвиги и изменения интенсивностей характеристических ИК-полос матрицы ППК, а также индивидуальные особенности по сравнению с пленкой чистого ППК. Так в спектрах пленок толщиной ~ 0.2 мкм обнаружены дополнительные полосы, обусловленные наличием сложных соединений, содержащих сульфо- (SO_4) и карбоксилатные (COO^-) группы, а в пленках толщиной ~ 1.5 мкм подтверждено отсутствие других химических соединений помимо ППК и CdS.

Проведенные исследования показали, что формирование кристаллических структур CdS (структуры вюрцита и СПУ-структуры) наблюдалось в пленках, в составе которых не были обнаружены гидроксильные группы и на дифрактограммах которых отсутствовал дифракционный пик матрицы ППК. При выполнении этих условий становится возможным агрегация частиц CdS в пленках. В дальнейшем, в процессе образования кристаллической структуры, важную роль начинают играть толщина пленок и содержание наполнителя, которые определяют возможный размер агрегирующих частиц. Известно [1], что при размерах

частиц CdS от 3 до 9 нм образуется дефектная кристаллическая СПУ-структура, а при размерах > 9 нм образуется кристаллическая структура вюрцита.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИБХФ РАН (№ 01201253304

Список используемой литературы:

[1] Н.С. Кожевникова, А.С. Ворох, А.А. Урицкая // Успехи Химии. 2015. Т.84. №3. С. 225.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Al-Si-Re-N

Турсунханова Р.Б. [1,2]*, Сергеев В.П. [1,2]

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

[2] *Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г.Томск*

** rbt1@tpu.ru*

Во время полетов на низкую околоземную орбиту (НОО) пилотируемые космические аппараты (КА) сталкиваются с ситуациями, когда поверхность КА повреждается микрометеороидами или частицами космического мусора, движущимися с высокими скоростями. Эти удары представляют угрозу не только для корпуса КА, но и для составляющих его элементов, в том числе, для стекол иллюминаторов, которые выполняют важную функцию сбора оптической информации о физических процессах, происходящих за бортом КА в околоземном и дальнем космическом пространстве, а также на поверхности нашей планеты. Поэтому разработка способов защиты от таких столкновений является важной задачей [1, 2]. В частности, для защиты оптических систем КА предлагается нанесение ударопрочных защитных покрытий с оптической прозрачностью 85-90 % в видимом диапазоне спектра. Например, покрытия Si-Al-N, формируемые ионно-плазменным методом на поверхности кварцевого стекла, имеют градиентную наноструктуру с высокой адгезией к подложке и высокую твердость более 30 ГПа, что позволяет достичь уменьшения поверхностной плотности кратеров, вызванных ударами высокоскоротных частиц Fe более чем в 2 раза по сравнению с исходными стеклами без покрытий [3].

В последние годы особое внимание привлекают материалы на основе соединений рения, такие как нитриды, благодаря своим высоким трибомеханическим свойствам [4]. Учитывая высокую величину

молекулярной массы и плотности соединений рения, можно предполагать, что покрытия на его основе могут оказывать достаточно эффективное сопротивление ударному воздействию высокоскоростных частиц. В связи с этим был разработан метод получения защитных покрытий на основе Al-Si-Re-N с помощью магнетронного распыления композиционной мишени на основе сплава $Al_{1-x-y}Si_xRe_y$ в газовой азото-аргонной атмосфере.

Целью данной работы являлось исследование структурно-фазового состава и механических свойств многокомпонентных покрытий на основе Al-Si-Re-N, полученных указанным выше способом.

Для нанесения покрытий Al-Si-Re-N на подложки из кварцевого стекла применялась вакуумная установка УВН-05МД «КВАНТ» [3], оснащенная магнетроном с импульсным биполярным источником питания с частотой 50 кГц. Толщина покрытия составляла 4 мкм. Методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии выявлен следующий элементный состав покрытий: алюминий – 34 ат. %, кремний – 11 ат. %, рений – 12 ат. %, азот – 43 ат. %. Для проведения экспериментов на ударную стойкость с помощью двухступенчатой легкогазовой пушки образцы с покрытием и без него обстреливали потоком мелких частиц железного порошка со скоростью 5-8 км/с.

С использованием метода Виккерса на нанотвердомере NanoHardnessTester с индентором в виде алмазной трехгранной пирамидки Берковича с углом между гранями 136° при нагрузке 20 мН по 5 отпечаткам были определены микротвердость H_m и рассчитаны значения приведенного модуля упругости E* для образцов с покрытием Al-Si-Re-N и без покрытия (таблица 1).

Таблица 1 – Средние значения микротвердости H_m и приведенного модуля упругости E*

Образец	H_m, ГПа	E*, ГПа
Стекло без покрытия	9,23 ± 0,42	75.3 ± 16,3
Стекло с покрытием Al-Si-Re-N	22,9 ± 0,88	217,3 ± 3,9

Видно, что микротвердость поверхностного слоя стекла при нанесении покрытия Al-Si-Re-N увеличивается 2,5 раза, а модуль упругости 2,9 раза по сравнению со стеклом без покрытия.

Установлено, что покрытия на основе Al-Si-Re-N имеют аморфно-нанокристаллическую структуру, включающую в свой состав фазу AlN с гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой, принадлежащей к пространственной группе P63mc (186), (ICDD #01-088-2360). На рисунке 1 приведены дифрактограммы защитных покрытий Al-Si-Re-N, полученные в симметричной (1) и асимметричной (2) геометриях

съемки. На них присутствует ярко выраженный рефлекс с межплоскостным расстоянием 2,67 Å, что соответствует плоскости (100) фазы AlN.

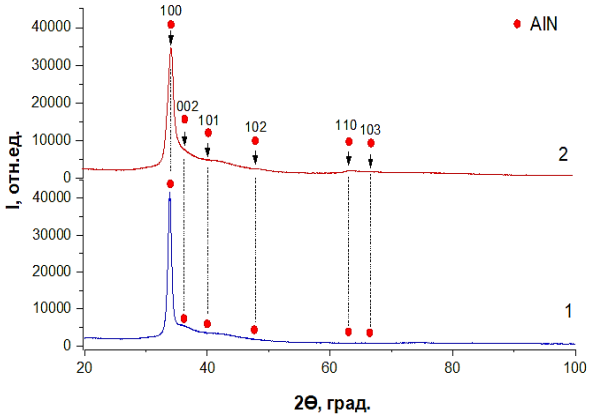


Рисунок 1 – Дифрактограммы образцов стекла с защитным покрытием Al-Si-Re-N по симметричной (1) и ассиметричной (2) схемах съемки

При обстреле высокоскоростным потоком (5-8 км/с) микрочастиц железа на стеклах с покрытием Al-Si-Re-N было обнаружено понижение поверхностной плотности образующихся кратеров ρ_1 примерно в 1,8 раза ($\rho_0/\rho_1 \approx 1{,}8$) по сравнению со стеклами без покрытия ρ_0. Из сравнения полученных результатов с данными статьи [3] можно сделать вывод, что наиболее значимыми факторами воздействия на плотность поверхностных кратеров от ударов высокоскоростных частиц ρ является твердость и модуль упругости в сравнении с плотностью и молекулярной массой материала покрытия.

Таким образом, экспериментально показано, что нанесение защитных покрытий Al-Si-Re-N на кварцевые стекла приводит к увеличению микротвердости и модуля упругости поверхностного слоя и, в результате, существенному понижению поверхностной плотности кратеров, образующихся при ударном воздействии высокоскоростных микрочастиц железа. Более значимыми факторами воздействия на образование кратеров при ударах высокоскоростных частиц является твердость и модуль упругости материала покрытия в сравнении с его плотностью и молекулярной массой.

Исследование выполнено в рамках программ развития Томского политехнического университета и фундаментальных научных исследований ИФПМ СО РАН (FWRW-2021–0003).

Список используемой литературы:

[1] L. T. Cornwell *et al.*, “A study on the capabilities and accuracy of Kapton based TOF space dust and debris detectors,” *Adv. Sp. Res.*, 2022, doi: 10.1016/j.asr.2022.07.022.

[2] M. J. Burchell *et al.*, “A new cosmic dust detector with a novel method using a resistive grid sensitive to hypervelocity impacts,” *Procedia Eng.*, vol. 58, pp. 68–76, 2013, doi: 10.1016/j.proeng.2013.05.010.

[3] V. Sergeev *et al.*, “Magnetron sputtering of Si-Al-N nanocomposite coatings on quartz for protection against impacts of high speed microparticles,” *Vacuum*, vol. 143, pp. 454–457, 2017, doi: 10.1016/j.vacuum.2017.06.018.

[4] M. Arroyave *et al.*, “Microstructure, chemical composition and mechanical properties of rhenium nitride hard coating deposited by reactive magnetron sputtering,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 110, no. August 2022, p. 106026, 2023, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2022.106026.

СИНТЕЗ ФОТОКАТАЛИЗАТОРОВ SiO_2/Bi_2WO_6 ЗОЛЬ-ГЕЛЬ МЕТОДОМ НА ОСНОВЕ БИОГЕННОГО КРЕМНЕЗЕМА

Миткина П.И. [1]*, Арефьева О.Д. [1,2], Васильева М.С. [1,2]

[1] *Дальневосточный федеральный университет, г.Владивосток*

[2] *Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук, г.Владивосток*

**mitkina.pi@student.dvfu.ru*

Материалы на основе Bi_2WO_6 являются привлекательными объектами исследования благодаря своим структурным особенностям и ряду уникальных свойств: узкая ширина запрещенной зоны, высокая стабильность и низкая токсичность [1]. Многие физические характеристики Bi_2WO_6 (площадь поверхности, морфология, размер частиц, кристалличность) и, следовательно, его фотоактивность зависят от метода синтеза [2]. Наиболее универсальным является золь-гель метод, так как он позволяет осуществлять тонкий контроль физико-химических показателей материала. Однако условия золь-гель синтеза (pH, время, параметры обработки геля) Bi_2WO_6 недостаточно изучены.

Цель настоящей работы – изучение влияния pH среды геля и постобработки поверхности на фотокаталитическую активность композита SiO_2/Bi_2WO_6, получаемого золь-гель методом.

В данном исследовании получены материалы SiO_2/Bi_2WO_6 золь-гель методом с регулированием значения pH (Si-Bi-W-pH) на стадии гелеобразования и без регулирования (Si-Bi-W) с мольным соотношением Si/Bi/W=1:2:1. Постобработку SiO_2/Bi_2WO_6-pH проводили травлением,

включающим обработку ультразвуком и раствором NaOH согласно [3] (Si-Bi-W-et). Кремнезем был получен из рисовой шелухи сорта риса «Долинный» (Приморский край) окислительным обжигом с предварительной обработкой 0,1 М раствором HCl [4].

Фотокаталитические свойства полученных образцов оценивали на примере реакции деградации индигокармина в условиях облучения УФ светом. Результаты фотокаталитических испытаний в присутствии образцов (Si-Bi-W, Si-Bi-W-pH и Si-Bi-W-et) представлены в таблице.

Таблица – Степень разложения индигокармина при облучении УФ-светом

Образец	χ, %
Si-Bi-W	28,9 ± 11,1
Si-Bi-W-pH	79,9 ± 16,6
Si-Bi-W-et	97,3 ± 0,3

Из таблицы видно, что наиболее стабильной фотокаталитической активностью характеризуется образец с протравленным слоем диоксида кремния (~97 %). Степень разложения красителя в присутствии Si-Bi-W находится в пределах 29 %. После регулирования значения pH на стадии образования геля эффективность образца Si-Bi-W-pH возрастает почти в 3 раза.

Таким образом, в работе была предложена методика золь-гель синтеза SiO_2/Bi_2BO_6, которая включает регулирование pH на стадии гелеобразования и постобработку композита ультразвуком и раствором гидроксида натрия. Полученные материалы обладают высокой эффективностью в реакции фотокаталитического разложения красителя индигокармина при облучении УФ-светом.

Список используемой литературы

[1] N. T. Sivakumar, H. C. Bajaj, R. J. Tayade. //CrystEngComm. 2015. V. 17.

[2] H. Fu, C. Pan, W. Yao et al. // Phys. Chem. B. 2005. V. 109.

[3] J. He, W. Wang, F. Long et al. // Materials Science and Engineering B. 2012. V. 177.

[4] Л.А. Земнухова, А.Г. Егоров, Г.А. Федорищева и др. // Неорганические материалы. 2006. Т. 42.

Исследование выполнено в рамках госзадания ИХ ДВО РАН FWFN(0205)-2022-0003 тема 3, раздел 3.

СИНТЕЗ И ХАРАКТЕРИСТИКА ГЕТЕРОСТРУКТУР Bi_2O_3-Bi_2SiO_5, АКТИВНЫХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СОЛНЕЧНОГО СВЕТА

Арефьева О.Д. [1,2]*, Васильева М.С. [1,2], Курявый В.Г. [2]

[1] *Дальневосточный федеральный университет, г.Владивосток*

[2] *Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук, г.Владивосток*

**arefeva.od@dvfu.ru*

В последние годы активно исследуются фотокатализаторы на основе соединений висмута (III) благодаря простым способам получения, нетоксичности и термостабильности. Перспективными являются гетероструктурные фотокатализаторы Bi_2O_3-Bi_2SiO_5, которые проявляют высокую фотоактивность при разложении загрязнителей различной природы преимущественно в УФ области спектра. Для расширения спектра поглощения Bi_2O_3-Bi_2SiO_5 гетероструктур в видимую область особый интерес представляет модификация их поверхности плазмонными сенсибилизаторами благородных металлов: Ag, Au, Pt, или Pd, которые стимулируют поглощение видимого света и разделение/перенос фотогенерированного заряда [1].

Цель работы – разработка метода модификации наночастицами золота композитов Bi_2O_3-Bi_2SiO_5 на основе биогенного кремнезема и исследование их фотокаталитической активности при различных видах облучения.

В настоящей работе гетероструктуры Bi_2O_3-Bi_2SiO_5 (15 % SiO_2) были модифицированы наночастицами золота пропиткой их в растворах, содержащих $H[AuCl_4]$ (Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-кс), в коллоидных растворах, содержащих наночастицы золота (Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-золь) и пропиткой в растворах $H[AuCl_4]$ в присутствии восстановителя (Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-в). Методами РФлА и ЭДС установлено наличие золота в образцах Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-кс и Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-в. В композитах Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-золь золото указанными методами не обнаружено, что не исключает наличие наночастиц золота в объеме композита. На рисунке приведены СЭМ изображения полученных композитов до и после модификации.

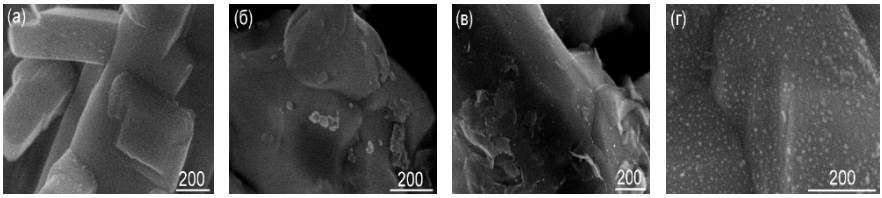


Рисунок – СЭМ-изображения образцов Bi_2O_3-Bi_2SiO_5 (а), Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-золь (б), Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-кс (в), Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-в (г)

Анализ полученных изображений показывает, что на поверхности Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-золь наблюдаются крупные включения, хотя проведенный энергодисперсионный анализ не показал присутствия золота. На поверхностях Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-кс и Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-в находятся мелкие частицы, которые выглядят более светлыми по сравнению с поверхностью композита, что, по всей видимости, указывает на то, что они являются частицами металла.

Показано, что все композиты Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au проявляют фотокаталитическую активность в реакции деградации метилового оранжевого при облучении солнечным светом. По увеличению активности их можно расположить в следующий ряд:

Bi_2O_3-Bi_2SiO_5 < Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-кс ≈ Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-золь < Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-в

Фотокаталитическая активность фотокатализаторов Bi_2O_3-Bi_2SiO_5/Au-в при воздействии солнечного света составила 45 %.

Список используемой литературы:

[1] Andris S., Tanel K., Rainer P. et al. // RSC Adv. 2016. N 6.

ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТА Ag-МАГГЕМИТ, ПОЛУЧЕННОГО ИЗ СУЛЬФАТА ЖЕЛЕЗА РАДИАЦИОННО-ХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Ильвес В.Г. [1]*, Балезин М.Е. [2], Соковнин С.Ю. [1,2], Калинина Е.Г. [1,2], Улитко М.В. [2]

[1] Институт электрофизики УрО Российской академии наук, г.Екатеринбург,

[2] Уральский федеральный университет, г.Екатеринбург

** ilves@iep.uran.ru*

Нанокомпозит Ag-Fe_2O_3 (маггемит) получен с помощью радиационно химического метода [1] из коммерческих прекурсоров-нитрата серебра и сульфата железа. Физико-химические свойства нанокомпозита исследовались методами РФА, СЭМ, РФЭС; протестированы цитотоксичность и антиоксидантные свойства по отношению к клеткам Vero. Стабилизация водных суспензий маггемита проведилась с использованием дисперсантов полиэтиленимина, цитрата натрия (Na_3Cit) и комплексной добавки Na_3Cit + полиметакрилат аммония (Darvan). Предварительный отжиг наночастиц (НЧ) чистого маггемита на воздухе в температурном диапазоне 200-575 °C оказал влияние на

морфологию, структурные и поверхностные свойства серебросодержащих нанокомпозитов. Исходный композит (образец S0) представлял собой скопление слабоагрегированных наночастиц маггемита (Рисунок 1а) с острыми поверхностными протуберанцами длиной до 70 нм [2], на которые были осаждены отдельные агломераты (чешуйки) из наночастиц Ag. Размер квазисферических НЧ маггемита составлял ≈150-250 нм (Рисунок 1б) (сами сферы были образованы НЧ размером около 15 нм [2]). Снимки СЭМ (Рисунок 1в) и данные РФА показали, что с ростом температуры отжига исходного НП маггемита происходило постепенное уменьшение размера и смягчение острой формы протуберанцев, а при температуре 575 °C маггемит трансформировался в гематит. Гомогенизация в агатовой ступке с последующей ультразвуковой обработкой водной суспензии из маггемита, с применением дисперсантов, способствовала увеличению седиментационной устойчивости суспензии. Показана эффективность применения Na_3Cit и комплексной добавки Na_3Cit + Darvan (Рисунок 1г). Применение дисперсантов позволило увеличить абсолютное значение дзета-потенциала в ~11–16 раз. Исследование цитотоксичных свойств неотожженного (образец S0) и отожженных при температуре 200-575 °C композитов (образцы -S200, S300, S500 и S575) показало, что при добавлении неотожженного образца S0 (Рисунок 1д) и отожженного образца S575 (Рисунок 1е) в концентрации 0,5 и 1 мг/мл наблюдалось приблизительно равное снижение жизнеспособности культуры клеток Vero на 55-61% и 53-60%, соответственно. Отметим, что при этом образцы S0 и S575 имели разный фазовый состав (маггемит +Ag и гематит+Ag, соответственно) при приблизительно равной концентрации Ag по данных РФЭС анализа (2.4 и 3.6 ат.%, соответственно). Образец S200 (маггемит+Ag) также снизил жизнеспособность клеток при концентрациях 0,1 и 0,5 мг/мл на 17-50%, однако, образцы S400 и S500 (маггемит+Ag) снизили жизнеспособность клеток менее значимо при всех концентрациях, на 20-33%, 11-35% соответственно. Исследование текстурных свойств чистого маггемита (удельная поверхность, объем и размер пор) без добавки Ag [2] показало, что с ростом температуры отжига текстурные параметры маггемита монотонно уменьшались. Температурная зависимость текстурных свойств НЧ чистого маггемита в диапазоне температуры 200-500 °C коррелирует с изменением цитотоксичности отожженных НЧ композитов Ag-маггемит, что указывает на определяющую роль поверхности НЧ маггемита в составе композита на его цитотоксичные свойства, точнее, на влияние протуберанцев на поверхности маггемита. После фазовой трансформации НЧ маггемита в гематит, резко увеличивалась удельная поверхность НЧ гематита [2], что, вероятно, привело к увеличению цитотоксичности

композита S575, несмотря на наглядное уменьшение размеров и смягчение остроты пиков протуберанцев (Рисунок 1в) на его поверхности. Изучение композитов, содержащих НЧ с протуберанцами на поверхности, требует дальнейших, более тщательных биофизических исследований с использованием современных методов анализа.

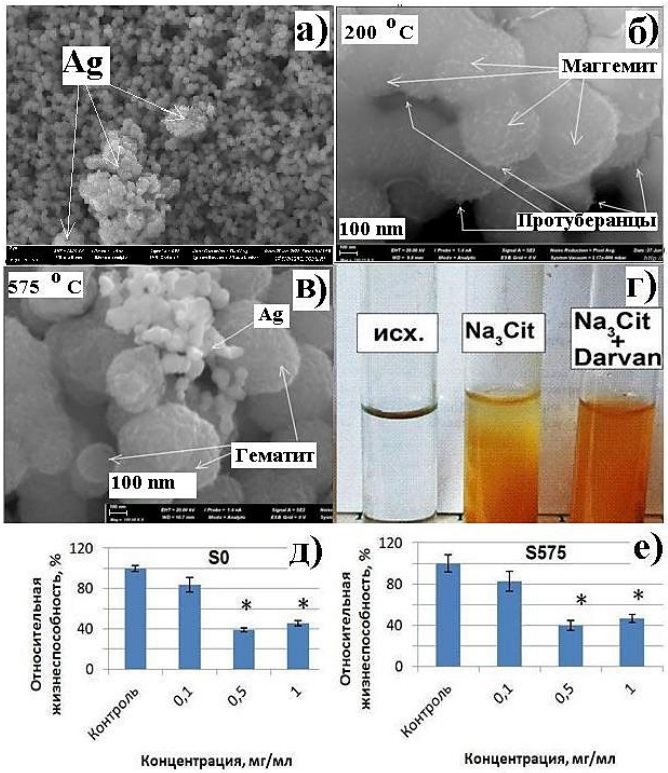


Рисунок 1 – (а) Образец S0-нанокомпозит из неотожженного маггемита с наночастицами Ag (b) Образец S200. Протуберанцы на поверхности композита Ag-маггемит

(НЧ маггемита предварительно отжигались на воздухе при 200 °C) (б) Образец S575. Форма НЧ композита, отожженного на воздухе при 575 °C (в) Фотографии водных суспензий, не содержащих Ag -маггемит, маггемит+Na_3Cit и маггемит–Na_3Cit+Darvan после выдержки в течение 24 часов. (д) Относительная жизнеспособность культуры клеток Vero с неотожженным композитом Ag+маггемит (е) Относительная жизнеспособность культуры клеток Vero с отожженным при 575 ˚C композитом Ag+гематит.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00239.

Список используемой литературы:

[1] M E Balezin, S.Yu. Sokovnin et al. // 2021 J. Phys.: Conf. Ser. 2021. V.2064. # 012086.

[2] V.G. Ilves, N. Pizúrová, P.M. Korusenko et al. // Ceram. Int. 2023. V. 49. #25414.

ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОЕ ФОРМИРОВАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ Ti/TiO_2/Bi КОМПОЗИТОВ

Попов Д.П. [1,2]*, Васильева М.С. [1,2], Курявый В.Г. [2]

[1]*Дальневосточный федеральный университет, г.Владивосток*

[2]*Институт химии ДВО РАН, г.Владивосток*

* *popov.dp@dvfu.ru*

В настоящее время одним из самых известных фотокатализаторов является TiO_2, широкое применение которого ограничено низким использованием солнечного света и высокой скоростью рекомбинации фотоиндуцированных электронно-дырочных пар. Одной из стратегий устранения этих двух недостатков является модифицирование TiO_2 наночастицами благородных и неблагородных металлов, среди которых особый интерес представляет висмут [1].

Одним из перспективных методов формирования многокомпонентных слоев на титане является метод плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО) [2]. В большинстве случаев в результате ПЭО на поверхности титана формируются покрытия, состоящие из оксидов титана и компонентов электролита.

В настоящей работе ПЭО-покрытия на титане были сформированы в анодно-катодном режиме с различной длительностью наложения импульса τ = 0,02; 0,05; 0,1 с в электролите, содержащем $Bi_2(SO_4)_3$, H_3BO_3 и ЭДТА. Полученные покрытия были исследованы методами рентгенофазового (РФА) и энергодисперсионного (ЭДС) анализов, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и диффузного отражения. Фотоэлектрохимические свойства образцов были исследованы в условиях облучения УФ и видимым светом.

Данные РФА показали наличие на поверхности всех образцов оксида титана в модификациях рутил и анатаз, а также металлического висмута. Согласно СЭМ-снимкам, представленным на рисунке 1,

морфология поверхности образцов зависит от длительности импульса. При длительности импульса τ=0,1 с на поверхности образцов обнаружены висмут-содержащие дендритные структуры (рис. 1в).

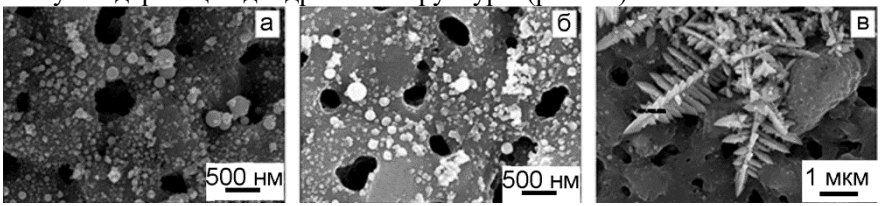


Рисунок 1 – СЭМ-снимки образцов с различной длительностью наложения импульса, с: τ=0,02 (а); τ=0,05 (б); τ=0,1 (в)

Фотоэлектрохимические исследования показали, что образцы, на поверхности которых обнаружены дендритные структуры, генерируют фототоки в видимой области спектра, что свидетельствуют о перспективе таких композитов в качестве электродных материалов для разложения воды под действием солнечного света.

Работа выполнена в рамках государственного задания Института химии ДВО РАН № FWFN (0205)-2022-0001.

Список используемой литературы

[1] M. Nischk, P. Mazierski, Zю Wei et al / Appl. Surf. Sci. 2016. V. 387.

[2] M. Karbasi, E. Nikoomanzari, R. Hosseini et al. // J. Environ. Chem. Engin. 2023. V. 11.

НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$

Бахтеева Н.Д.*, Тодорова Е.В., Просвирнин Д.В., Умнов П.П., Чуева Т.Р., Гамурар Н.В.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г.Москва

** nbakhteeva@imet.ac.ru*

Алюминиевые сплавы являются широко востребованными конструкционными материалами. Аморфные и нанокристаллические структуры в Al-сплавах обеспечивают уникальные свойства: высокую прочность, твердость, износостойкость в сочетании с достаточно высокой пластичностью [1].

Проведено сравнение структуры и свойств аморфных лент сплава $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ после различных видов внешних воздействий:

изотермического отжига; импульсной фотонной обработки (ИФО); интенсивной пластической деформации (ИПД) сдвигом под давлением (Таблица). Структура быстрозакаленных исходных лент методами рентгеноструктурного и электронномикроскопического анализов аттестована как аморфная [2]. Отжиг в интервале температур от 250 до 400 °С (время выдержки τ = 15 мин) приводит к формированию многофазной аморфно-нанокристаллической или субмикрокристаллитной структуры с большой объемной долей наноразмерных интерметаллидных фаз различного типа. При ИФО однофазная нанокристаллизация в поверхностных слоях начинается с твердого раствора Al при дозе облучения Е=10 Дж/см^2 и завершается многофазной кристаллизацией с выделением интерметаллидных фаз при Е=25-30 Дж/см^2 во всем объеме образца [3]. При ИПД (давление 4-10 ГПа, углы закручивания φ = (45-360°)×6) в сплаве также формируется сложная многофазная аморфно-нанокристаллическая структура, в состав которой входят твердый раствор на основе Al в аморфном и нанокристаллическом состояниях и закристаллизованные интерметаллиды.

Таблица - Структура и свойства сплава после закалки и внешних воздействий с оптимальными параметрами

Воздействие	Режим воздействия	Фазовый состав	Средний размер кристаллитов, нм	HV
исходн.	-	аморфная фаза	-	405
отжиг	T = 400 °C, τ = 15 мин	аморфная фаза, тв.р. Al, $Al_{11}La_3$, $Al_{13}Fe_4$, Al_3Ni_2, $Al_8La(Fe,Ni)_2$, Al_5Fe_2, $AlNi_3$	100	470
ИФО	E=20Дж/см^2 τ = 1 с	аморфная фаза, тв.р. Al, $Al_{11}La_3$, $Al_9Fe_{2-x}Ni_x$	130	540
ИПД	p = 8 ГПа, φ=360°x6	аморфная фаза, тв. р Al, Al_4La, $Al_{11}La_3$, $Al_{13}Fe_4$, Al_3Ni_2, Al_3Ni, AlNi, Ni_3La	10	705

При всех режимах воздействий наблюдается разнозернистость, обусловленная многофазностью структуры. Изменение параметров воздействия во всех случаях позволяет формировать и регулировать параметры градиентной нанокомпозитной многокомпонентной структуры с управляемой степенью развития кристаллизации. Максимальное упрочнение получено при ИПД в результате дисперсионного упрочнения наноразмерными интерметаллидными фазами различного состава.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-01176-23-00.

Список используемой литературы:

[1] M. Galano, F. Audebert Novel Al based nanoquasicrystalline alloys // Progr. in Mat. Sci. 2022. V. 123. P. 100831.

[2] N.D. Bakhteeva et al. Low-Temperature Deformation of Al–Ni–Fe–La System Amorphous Alloys // Inorganic Materials: Applied Research. 2021. V. 12. No. 2. P. 509-516.

[3] Бахтеева Н. Д., Канныкин С. В., Тодорова Е. В. Исследование фазовых превращений в аморфном сплаве системы Al-Fe-Ni-La после импульсной фотонной обработки // Приложение к журналу. Вестник Тамбовского университета. 2018. С. 29-32.

КАТАЛИЗАТОРЫ Pd/C НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ИЗ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА 5-ГИДРОКСИМЕТИЛФУРФУРОЛА

Чернышева Д.В.*, Клушин В.А., Кутырев В.В., Хазипов О.В., Чернышев В.М.

Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова, г.Новочеркасск

** da.chernysheva@mail.ru*

Масштабирование производства фурановых «соединений-платформ» – фурфурола, 5-гидроксиметилфурфурола и их производных, сталкивается с необходимостью поиска эффективных путей утилизации отходов, так называемых гуминов. Гумины – малорастворимые полимеры и олигомеры сложного строения, содержащие в полимерной цепи фурановые ядра, образуются при дегидратации углеводов до фурановых альдегидов [1]. В зависимости от условий получения фурановых альдегидов путем каталитической дегидратации углеводов растительного сырья, выход гуминов может варьироваться от 10% до 40% [1]. При промышленном масштабе производства фурановых «соединений-платформ» гумины представляют проблему экономического и экологического характера. Эффективным решением этой проблемы может стать переработка гуминов в продукты с высокой добавленной стоимостью.

Гумины характеризуются высоким содержанием связанного углерода (64-67%) и очень низким содержанием других элементов (за исключением кислорода и водорода), что делает их ценным сырьем для получения углеродных материалов (УМ) [2, 3]. Например, УМ, полученные из гуминов, могут использоваться в качестве эффективных электродных материалов для суперконденсаторов, эксплуатационные характеристики которых превосходят характеристики большинства УМ, получаемых из растительного сырья или отходов его переработки [2, 3]. Нами впервые исследована возможность применения углеродных материалов, получаемых

из гуминов, в качестве основы гетерогенных палладиевых катализаторов для реакций органического синтеза.

В докладе обсуждаются новые способы получения азот- и фосфор-допированных углеродных материалов из гуминов на основе подходов прямого (*in-situ*) допирования путем термохимической конверсии гуминов в присутствии источника допирующего гетероатома (меламин или фосфорная кислота), а также способы получения нанесенных палладиевых катализаторов на основе данных УМ. Представлен анализ влияния условий термохимической конверсии гуминов в присутствии допирующих реагентов на формирование структуры пористости и элементный состав УМ, а также активность полученных Pd/C катализаторов в реакциях Сузуки-Мияуры и Бухвальда-Хартвига.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-23-00399.

Список используемой литературы:

[1] V.P. Kashparova, D.V. Chernysheva, V.A. Klushin, V.E. Andreeva, O.A. Kravchenko, N.V. Smirnova // Russ. Chem. Rev. 2021. 90 (6), P.750-784 [Успехи химии. 2021. 90 (6). 750-784].

[2] D. Chernysheva, Y. Chus, V. Klushin, T. Lastovina, L. Pudova, N. Smirnova, O. Kravchenko, V. Chernyshev, V. Ananikov // ChemSusChem. 2018. 11. P. 3599-3608.

[3] D. Chernysheva, E. Sidash, M. Konstantinov, V. Klushin, D. Tokarev, V. Andreeva, E. Kolesnikov, V. Kaichev, N. Smirnova, V. Ananikov // ChemSusChem. 2023. 16. P. e202202065.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В КЕРАМИКЕ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ ZnO, V_2O_5, TiO_2

Саенко А.М. *, Зеленкова Е.Г., Зеер Г.М.
Сибирский федеральный университет, г.Красноярск,
**arishkeeen@gmail.com*

В электрических контактах применяются металлы, оксиды, нитриды металлов как отдельно, так и комплексно в качестве дисперсноупрочняющей и дугогасящей добавки. Целью работы является исследование микроструктуры, элементного состава и фазообразования в комплексной керамической добавке, состоящей из нанопорошков ZnO, TiO_2, V_2O_5, используемой для дисперсного упрочнения контактов и гашения дуги размыкания.

Образцы керамики получали методом порошковой металлургии: смешивание – в вибрационной шаровой мельнице RETSCH MM 400, прессование – в пресс-форме на гидравлическом прессе Станкоимпорт SD0805C, спекание – в печи WiseThern в течение двух часов при температуре 850 °C, что соответствует температуре спекания электроконтактов на основе серебра. Микроструктура и химический состав образцов изучены методами электронной микроскопии с использованием сканирующего электронного микроскопа JEOL 7001F и энергодисперсионного спектрометра INCA Oxford. Состав образцов: 70 вес. % ZnO, V_2O_5 – 1, 2, 5 вес. %, остальное – TiO2. Исходные порошки: ZnO –кристаллы округлой формы, $d = 14 \pm 5$ нм, частицы TiO_2 округлой формы, $d = 20 \pm 10$ нм, частицы V_2O_5 имеют блочную структуру шириной 100 ± 10 нм, длиной от 0,5 до 1 мкм.

При температуре 850 °C проходит только первая стадия спекания, частицы сохраняют свою индивидуальность (Рисунок 1), образуя контакты между собой с размером контактного пятна до ~1/3 радиуса частицы. В соответствии с диаграммами состояния и результатами энергодисперсионного микроанализа (Таблица 1) можно предположить, что при температуре спекания 850°C в данной системе формируются фазы: ортованадат цинка $Zn_2V_2O_7$ и ортотитанат цинка Zn_2TiO_4. Наиболее вероятно, что основной фазой является ортотитанат цинка.

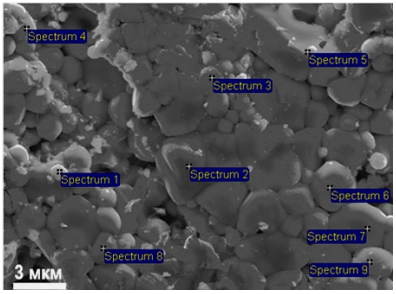


Рисунок 1 – СЭМ изображение образца с выделенными областями определения состава

Таблица 1 – Химический состав фаз образца с 5 вес. % V_2O_5

Спектр	Химические элементы, атом. %			
	O	Ti	V	Zn
1	60,69	12,09	1,36	25,86
2	59,56	13,68	1,29	25,47
3	53,81	17,36	1,69	27,13
4	60,52	11,79	1,65	26,04
5	56,22	15,25	1,82	26,70
6	57,06	14,80	1,11	27,04
7	51,89	20,16	1,73	26,22
8	54,90	15,18	2,23	27,70
9	51,58	18,83	1,69	27,90

Таким образом, исследование керамики на основе ZnO, TiO_2, BN, V_2O_5, применяющейся в качестве дисперсноупрочняющей и дугогасящей добавки в электроконтактах на основе серебра, показывает, что независимо от количества добавки V_2O_5, активирующей спекание, вероятнее всего при температуре спекания 850°C в системе ZnO–V_2O_5–TiO_2 основной фазой является ортотитанат цинка Zn_2TiO, кроме того, выявлены оксид цинка ZnO и ортованадат цинка $Zn_2V_2O_7$, проявляющие свойства полупроводников.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОМАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАЗЛОЖЕНИИ ФЕРРОЦЕНА $Fe(C_5H_5)_2$ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ И ТЕМПЕРАТУРЕ В КАМЕРЕ С АЛМАЗНЫМИ НАКОВАЛЬНЯМИ

Старчиков С.С. [1]*, Заяханов В.А. [1], Васильев А.Л. [1], Троян И.А. [1], Быков А.А. [2], Булатов К.М. [2], Иванова А.Г. [1], Любутин И.С. [1], Давыдов В.А. [3]

[1] *Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, г.Москва*

[2] *НТЦ УП РАН, г.Москва,*

[3]*Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина, Троицк, г.Москва*

**sergey.s.starchikov@gmail.com*

Магнитные наноструктуры типа ядро@оболочка на основе карбидов железа имеют важное значение для практических применений, включая катализ, синтез Фишера-Тропша, гипертермию, адресную доставку лекарств и другие [1,2]. Хорошая биосовместимость, более высокая намагниченность насыщения по сравнению с оксидами железа, позволяет рассматривать эти материалы как новую платформу для биомедицинских применений [3].

Известно, что наночастицы карбидов железа в углеродных оболочках могут быть получены при разложении ферроцена при высоких температурах (до 1600°C) и высоком давлении 8 ГПа в камерах типа «Тороид» [4]. Однако проведение экспериментов по разложению ферроцена при более высоком давлении и температуре в такой камере сильно затруднено. Для получения более высоких температур и давлений необходимо использовать камеры высокого давления с алмазными наковальнями.

В данной работе представлены первые результаты экспериментов по разложению ферроцена при давлении до 30 ГПа и высокой температуре (до 3100°C) в камере с алмазными наковальнями. Нагрев проводился с помощью УНУ «Лазерный нагрев в камерах с алмазными наковальнями» на базе НТЦ УП РАН. Одним из преимуществ установки является возможность получения как пространственного, так и временного распределения температуры на образце во время нагрева. Полученные образцы исследованы методами рентгеновской дифракции, мёссбауэровской и рамановской спектроскопии, а также с помощью электронной микроскопии. Установлено, что основными продуктами разложения ферроцена при 8 ГПа являются наночастицы железа и карбидов железа, диспергированные в матрице из графитизированного

углерода. Полученные результаты сравниваются с ранее известными данными о разложении ферроцена при более низких температурах

Лазерный нагрев и измерение температуры проводились на Уникальной научной установке «Лазерный нагрев в ячейках высокого давления» на базе НТЦ УП РАН [507563, https://unu.ntcup.ru/]. Авторы выражают благодарность д.х.н. Перекалину Д.Н., к.ф.-м.н. Артёмову В.В., к.ф.-м.н. Р.Д. Светогорову, Н.И. Снегирёву за помощь в работе

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-72-00060.

Список используемой литературы:

[1] J. Yu, F. Chen, W. Gao, et al., // Nanoscale Horiz. 2017 N. 2 P. 81–88

[2] S.S. Starchikov, V.A. Zayakhanov, I.S. Lyubutin, et al. //Appl. Surf. Sci. 2023. V.615, P. 156269

[3] I. B. Alieva, et al. // J. Nanobiotechnology 2016, 14 (1), 67.

[4] A.O. Baskakov, I.S. Lyubutin, S.S. Starchikov, et. al. // Inorg. Chem. 2018. V. 57 P. 14895–14903

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ТУГОПЛАВКИХ ПОРОШКОВ НА СТРУКТУРУ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПАКТОВ

Судник Л.В.*, Лученок А.Р., Ткачук В.С., Рудницкий К.Ф.

Обособленное хозрасчетное структурное подразделение «Научно-исследовательский институт импульсных процессов с опытным производством» Государственного научного учреждения «Институт порошковой металлургии имени академика О.В.Романа» НАН Беларуси, г.Минск, Республика Беларусь

impuls@pminstitute.by, lsudnik@tut.by

Применение недорогих взрывчатых веществ, простой оснастки, возможность получения прессовок высокой плотности из малопластичных порошков и несовместимых в традиционном понимании композиций без использования связующих материалов делают импульсную обработку весьма перспективной для получения высокоплотных материалов из наноструктурированных керамических порошков.

Взрывные технологии основаны на физико-химических и физико-механических процессах, протекающих в веществе под действием ударных волн. Ударные волны генерируются либо при детонации конденсированного взрывчатого вещества (ВВ), находящегося в контакте

с исходным материалом, либо при столкновении с ним ударника, разгоняемого до скоростей продуктами детонации. В обоих случаях в материалах развивается высокое давление (до 10 ГПа), многократно превышающее их динамические пределы текучести, которое распространяется по веществу с высокой скоростью (скорость нагружения – 200 – 800 м/с и выше).

Проведены исследования, направленные на разработку способов активации и компатирования наноструктурированных порошков с использованием методов импульсного нагружения бризантными взрывчатыми веществами. В качестве исходных материалов использованы оксиды переходных металлов.

Установлено, что активационные процессы, сопутствующие импульсному прессованию тугоплавких керамических порошков, оказывают доминирующее влияние на свойства прессовок и их поведение при дальнейшем спекании. Возникновение на границе раздела частиц граничные слои повышенной дефектности, легко релаксируют при нагреве, что приводит к значительному увеличению подвижности атомов и снижению температуры спекания.

Получены результаты:

относительная плотность 85 – 99 %;

электросопротивление 10 – 300 Ом на диаметре 50мм (стандартная четырехточечная схема).

Геометрические размеры изделий:

диаметр до 180 мм,

толщина 2,5 – 12 мм,

линейные размеры в плане: до 300х100мм при толщине 4 – 10 мм.

Результаты исследований использованы при разработке новых наноструктурированных материалов для применения в современных электронных приборах преобразования и аккумуляции энергии.

ВЫДЕЛЕНИЕ $L1_2$ И I-ФАЗЫ С КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКОЙ В СПЛАВАХ Al-Mg-Mn-Zr/Er/Sc

Михайловская А.В.*, Мочуговский А.Г., Яковцева О.А., Табачкова Н.Ю.
НИТУ МИСИС, г. Москва
**mihaylovskaya@misis.ru*

Дисперсные выделения алюминидов переходных металлов, или дисперсоиды, повышают прочностные характеристики сплавов на основе алюминия. Дисперсоиды контролируют рекристаллизацию и рост зерен

благодаря эффекту Зинера и эффективно упрочняют сплавы в результате действия механизма Орована. В данной работе изучено влияние Zr, Mn, Sc, Er и режимов термической/термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства сплавов на основе алюминия. Исследованы особенности и механизмы распада в зависимости от состава сплавов и режимов термической обработки.

Показано, что фаза $L1_2$ образуется по механизмам непрерывного и прерывистого распада, несмотря на малые концентрации легирующего элемента. Основным недостатком сплавов с Zr и без РЗМ является высокая термическая стойкость пересыщенного твердого раствора, ввиду чего для выделения высокой плотности фазы $L1_2$ требуется длительный отжиг. Скандий или эрбий, не только увеличивают плотность выделений, но и значимо ускоряют распад пересыщенного твердого раствора. Двухступенчатый отжиг слитков сплавов, легированных Zr, Er/Sc, с первой длительной низкотемпературной ступенью, и второй кратковременной высокотемпературной, обеспечивает существенное повышение плотности распределения дисперсоидов с $L1_2$ структурой, рост по сравнению с одноступенчатыми режимами отжига прочностных характеристик и показателей сверхпластичности алюминиевых сплавов.

Легирование Mn эффективно для улучшения свойств сплавов исследуемой группы. Низкотемпературный отжиг приводит к образованию Mn-содержащих наноразмерных, размером 20-40 нм, выделений квазикристаллической икосаэдрической I-фазы. Mg стимулирует выделение высокой плотности дисперсоидов I-фазы. Фаза зарождается преимущественно гетерогенно, на дислокациях и границах зерен. Предварительная деформация увеличивает плотность выделений с квазикристаллической структурой и повышает эффект упрочнения после отжига. Выделения I-фазы повышают температуру начала рекристаллизации и дополнительно повышают прочностные характеристики исследуемых сплавов.

Исследование микроструктуры и кинетики распада сплавов выполнено в рамках гранта РНФ 23-19-00791, исследование показателей сверхпластичности в рамках Гранта Президента РФ для поддержки ведущих научных школ НШ-1752.2022.4.

НЕЛИНЕЙНЫЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-x}$

Домашевская Э.П. [1]*, Ивков С.А. [1], Середин П.В. [1], Голощапов Д.Л. [1], Барков К.А. [1], Рябцев С.В. [1], Польшин И.В. [1], Ситников А.В. [2], Ганьшина Е.А. [3]

[1]*Воронежский государственный университет, г.Воронеж,*
[2]*Воронежский государственный технический университет, г.Воронеж*
[3]*Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, г.Москва*
** ftt@phys.vsu.ru*

Слои нанокомпозитов (НК) микронной толщины $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-x}$ на стеклянных подложках были получены методом ионно-лучевого распыления составной мишени в атмосфере аргона в широком диапазоне составов x=9-51 ат.%.

Результаты комплексных исследований микроструктурных и структурно-фазовых свойств тонкопленочных образцов системы металл-диэлектрик $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-x}$ переменного состава методами XRD, XPS, SEM и IR показали, что НК состоят из одной рентгеноаморфной фазы и одной нанокристаллической фазы.

Какой из двух компонент, металлический CoFeZr или диэлектрический MgF_2, образует нанокристаллы в композите, зависит от относительного содержания сплава x: при x<34 металлическая фаза является рентгеноаморфной, а диэлектрическая матрица MgF_2 является нанокристаллической, в то время как при x>34 металлический сплав образует гексагональные нанокристаллы, а диэлектрическая матрица становится рентгеноаморфной. Однако начиная с x=43 % кристаллическая структура нанокристаллов CoFeZr перестраивается из гексагональной в кубическую ОЦК с самым интенсивным отражением (110), как в α-Fe. Средний размер нанокристаллов с ростом концентрации сплава изменяется в пределах 10-20 нм.

Методом мессбауэровской спектроскопии было обнаружено образование химических связей Fe-F между атомами железа и фтора на границах раздела металл (CoFeZr)-диэлектрик (MgF_2) с образованием парамагнитной фазы FeF_2.

Значение порога перколяции x_{per}=34 ат.%, определенное по концентрационным зависимостям электрического сопротивления, совпадает с началом зарождения гексагональных нанокристаллов металла CoFeZr в аморфной диэлектрической матрице MgF_2.

Абсолютное значение максимального отрицательного магнитосопротивления в исследованных НК составляет 2,4% в магнитном поле 5,5 кЭ при концентрации сплава x=25 ат.%, до порога перколяции.

Порог магнитной перколяции в системе $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-x}$ наступает при x_{fm}=34 ат.% с появлением петли гистерезиса и коэрцитивной силы H_c≈18 Oe, и совпадает с порогом резистивной перколяции x_{per}=34 ат.% и началом образования гексагональных CoFeZr нанокристаллов.

На концентрационных зависимостях магнитооптического поперечного эффекта Керра появляются два максимума, один из которых соответствует образованию нанокристаллов сплава CoFeZr гексагональной структуры (x=34 ат.%), а второй максимум при x=45% соответствует фазовому переходу нанокристаллов из гексагональной структуры в ОЦК. Пороги электрической и магнитной перколяции в $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-X}$ при x=34 ат.% совпадают с образованием нанокристаллов сплава. Ниже этого значения x < 34 ат.% нанокомпозиты проявляют суперпарамагнитные свойства.

При больших значениях x > 34 ат.% они становятся магнитомягкими материалами и остаются такими далеко за порогом перколяции с максимальным значением коэрцитивной силы H_c< 30 Oe.

Работа поддержана Минобрнауки РФ частично в рамках Госзадания для университетов в области научной деятельности, проект №. ФЗГУ-2023-006, и Соглашения N 075-15-2021-1351 в части электромагнитных свойств.

НОВЫЕ ПЛАЗМОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ СТЕКОЛ С НАНОЧАСТИЦАМИ СЕЛЕНИДА МЕДИ

Гурин В.С. [1]*, Алексеенко А.А. [2]

[1] НИИ физико-химических проблем Белорусского государственного университета, г.Минск, Беларусь,

[2]Гомельский государственный технический университет, г.Гомель, Беларусь

**gurin@bsu.by*

В настоящем сообщении рассматриваются оптические характеристики новых плазмонных материалов с наночастицами селенида меди. При широком разнообразии полупроводниковых соединений, активно изучаемых в физике и химии наноразмерного состояния, особое место заняли халькогениды элементов Ib группы (Cu, Ag, Au) [1]. Они сочетают комплекс уникальных физических свойств вследствие переменного состава, высокой подвижности катионов, повышенной

концентрации носителей заряда, формирующейся за счет собственной дефектности кристаллической решетки. Вследствие этого они привлекли внимание как полупроводники-плазмоники, хотя само явление плазмонного резонанса более специфично для металлических частиц. В частности, в $Cu_{2-x}Se$ концентрация носителей заряда достаточно высока для генерации плазмонов в ИК- и видимой области спектра, и в отличие от металлов стехиометрия может быть использована для регулирования спектров поглощения и люминесценции наночастиц. По сравнению с аналогами коллоидного $Cu_{2-x}Se$ [2] в случае стабилизации частиц в стеклах имеется преимущество для создания функциональных материалов для нелинейной оптики и лазерной техники.

Технология получения исследуемых материалов [3] состоит в реализации синхронного формирования системы «наночастицы - SiO_2-матрица» в результате химических реакций в мезоструктуре SiO_2 между прекурсорами меди и активным халькогеном. Взаимодействие Cu и Se происходит в замкнутом объеме, количество Se регулируется давлением паров при заданной температуре (1200 ºС), которая также обеспечивает формирование стеклообразного SiO_2. На рисунке 1 представлены спектры поглощения серии таких стекол характерной формы с сочетанием близкого к ступенчатому спаду поглощения в видимой области (0,4-0,6 мкм) и широкая интенсивная полоса в ближнем ИК-диапазоне (0,8-1,6 мкм). Первое отражает край собственного поглощения полупроводника, а ИК-полоса обусловлена проявлением плазмонного резонанса в наночастицах вследствие высокой концентрации носителей заряда (n). В рамках простейшей модели Друде частота плазмонного резонанса пропорциональна $n^{1/2}$. Таким образом, показано, что положение полосы плазмонного резонанса наночастиц селенида меди регулируется соотношением Cu/Se в прекурсорах настоящего синтеза $Cu_{2-x}Se$–допированных стекол.

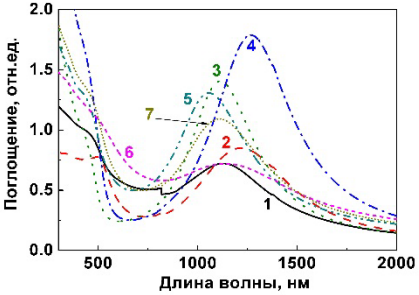


Рисунок 1 – Спектры поглощения серии стекол с наночастицами селенида меди разной стехиометрии (1-7)

Исследование проведено при поддержке ГПНИ РБ "Наноструктура», НИР 8.2.2.04.

Список используемой литературы:
[1] Min-rui Gao et al. // Chem. Soc. Rev. 2013. V.42. P.2986.
[2] J.A. Faucheaux et al // J. Phys. Chem. Lett. 2014. V.5, P.976.
[3] V.S. Gurin et al. // Mater. Sci. Eng. C. 2006. V.26. P.952.

АНАЛИЗ ДЕМПФИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, НАПОЛНЕННЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫМ КОМПЛЕКСОМ И НАНОЧАСТИЦАМИ FeCo/C-N

Айдемир Т. [1]*, Кугабаева Г.Д. [1,2], Кыдралиева К.А. [1],
Джардималиева Г.И. [1,2]
[1]*Московский авиационный институт (НИУ), г.Москва*
[2]*Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, г.Черноголовка*
* *rumit@live.ru*

Известно, что демпфирующая способность композиционных материалов может быть на несколько порядков выше, чем у традиционных конструкционных материалов, что делает их пригодными для подвергающихся динамическим нагрузкам конструкций. Нами исследованы базовые характеристики демпфирования композиционных материалов на основе ПЭВД с наполнителями двух типов: металлополимерного акриламидного комплекса FeCoPAAm и наночастиц FeCo/C-N. При исследовании зависимости демпфирующей способности (максимум тангенса механических потерь) от концентрации FeCoPAAm в матрице ПЭВД и от частоты циклического нагружения в диапазоне температур от -150 до +135 ºС (рис.1, верхний ряд) установлено, что с увеличением концентрации до 10 масс. % демпфирующая способность полимера увеличивается на 25%. На частоте 1 Гц (при 70 ºС - ближайшей точки к температуре стеклования полимерной матрицы) композиты обладают наилучшей способностью гасить механические колебания. На частотах 1-2 Гц демпфирование происходит на 7-10% выше, чем при 10 Гц, что обусловлено уменьшением сил адгезионного взаимодействия с увеличением частоты и ростом модуля упругости.

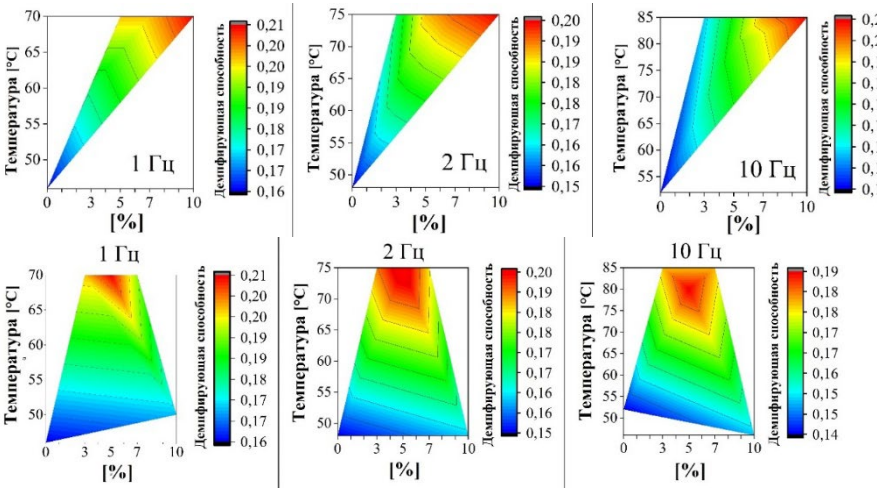


Рисунок 1 – Зависимость тангенса угла механических потерь от концентрации FeCoPAAm и FeCo/C-N в матрице ПЭВД и от частоты циклической загрузки, интегрированная с данными анализа экстремальных значений контрольных величин при -150 до +150 ºС

При наполнении ПЭВД 5 масс. % наночастиц FeCo/C-N (рис.1, нижний ряд) тангенс угла механических потерь увеличивается на 20 % и достигает максимума 0,21 при 1 Гц. Нативный полимер показал самую низкую демпфирующую способность из всех опытных образцов.

Исследование проведено в соответствии с государственным заданием, № АААА-А19-119041090087-4 и АААААА19119032690060-9 с использованием оборудования Федерального научного центра проблем химической физики и медицинской химии РАН.

МАГНИТНО-СИЛОВАЯ МИКРОСКОПИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ МАГНИТНОЙ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ МИКРОПРОВОДОВ

Аксенов О.И. [1]*, Божко С.И. [1], Фукс А.А. [1,2], Аронин А.С. [1]

[1] *ИФТТ РАН, г. Черноголовка*

[2] *Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», г.Москва*

**oleg_aksenov@inbox.ru*

Их магнитные свойства тесно связаны с напряженно-деформированным состоянием, влияющим на вид их магнитной доменной

структуры. В поверхностной части микропровода сосредоточены сильные сжимающие напряжения величиной в несколько ГПа. В центральной части микропровода сконцентрированы растягивающие напряжения величиной несколько сотен МПа [1,2]. Магнитная структура аморфных микропроводов связана с совместным влиянием магнитостатического и магнитоупругого вкладов. Работа [1] предсказывают возникновение композиционной магнитной структуры в аморфных микропроводах с ненулевой магнитострикцией λ_s. Центральная часть микропровода представляет собой домен, ориентированный вдоль оси микропровода. Поверхностная часть микропровода состоит из доменов с радиальной ($\lambda_s > 0$) или циркулярной ($\lambda_s < 0$) ориентацией магнитного момента. Магнитная доменная структура имеет определяющее значение в управлении свойствами микропроводов. Это подчеркивает необходимость детального изучения ее эволюции в зависимости от внешних факторов.

Цель данной работы состояла в исследовании магнитной доменной структуры микропроводов с положительной магнитострикцией различного диаметра (от 8.5 до 20 мкм) методом MFM.

На рис. 1 представлено магнитно-силовое изображение микропроводов диаметром 20 мкм в поле 20 эрстед, приложенном вдоль оси микропровода.

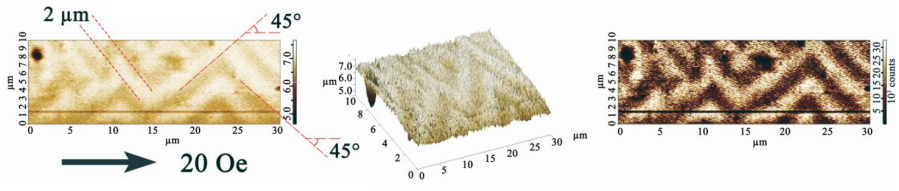


Рисунок 1 – МСМ изображения микропровода состава $Fe_{77.5}Si_{7.5}B_{15}$ диаметром 20 мкм в поле 20 эрстед, приложенном вдоль оси микропровода

Доменная структура состоит и доменов, наклоненных к оси микропровода на угол примерно равный 45° шириной 2 мкм. Области неупорядочены, имеют пересечения. Приложение поля 20 эрстед вдоль оси микропровода приводит к формированию зигзагообразной структуры. Ширина доменов во внешнем поле также равна 2 мкм, угол с осью провода составляет 45°. Увеличение магнитного поля вдоль оси микропровода до 40 эрстед приводит к началу формирования кольцевых доменов. Дальнейшее увеличение поля до 65 эрстед приводит к тому, что доменная структура полностью состоит из кольцевых доменов с противоположной ориентацией магнитного момента в соседних доменах. Ширина доменов составляет около 2.5 мкм.

Список используемой литературы:

[1] H. Chiriac, T.A. Ovari, and Gh. Pop*, Phys. Rev. B*, **Vol. 52**, 10104 (1995).

[2] L. Fecova, K. Richter, and R. Varga*, AIP Advances*, **Vol. 11**, 035014 (2021).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОГО АРГОНА В НАНОКАНАЛАХ С ПЛАТИНОВЫМИ И ГРАФИТОВЫМИ СТЕНКАМИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Картвелишвили Т.А., Юмашев М.В.
МГУ им. М.В.Ломоносова, г.Москва
tgs497@gmail.com

Последние 20 лет в мире идет активное развитие наносистем и нанотехнологий, а нанофлюидика является актуальным направлением научно-технических исследований. В обычных условиях в одном кубическом сантиметре содержится порядка $3 \cdot 10^{22}$ молекул жидкости, в то время как в одном кубическом нанометре — порядка 300 молекул. Поэтому при решении различных задач нанофлюидики пользоваться методами механики сплошной среды нельзя, т.к. гипотеза сплошности среды не выполняется. Один из способов описать течения в наноканалах – это метод молекулярной динамики. В данной работе было смоделировано течение жидкого аргона в наноканалах с линейным градиентом давления, аналогом которого является течение Пуазейля. Было проведено исследование течения и получены основные макропараметры системы.

Рассматривалось течение жидкого аргона между двумя неподвижными стенками длины L, которые находились на расстоянии h друг от друга ($h \leq 10$ нм). Теплообмена между пластинами и жидкостью не происходило. Был проведен анализ с двумя видами стенок: платиновыми и графитовыми. При пересечении молекулой жидкости границы расчетной области слева или справа ее копия создавалась на правой или левой границе расчетной области соответственно. При этом разница между x-координатами центров молекул и их копий была равна L, остальные координаты и компоненты скорости оставались одинаковыми. Вдоль оси OX действовали модифицированные периодические граничные условия. Молекулы жидкости, находящиеся внутри расчетной области, не могли пересекать левую границу расчетной области, на ней молекулы зеркально отражались. При прохождении молекулой жидкости правой границы расчетной области, ее копия создавалась на левой границе расчетной области, при этом разница между x-координатами центров

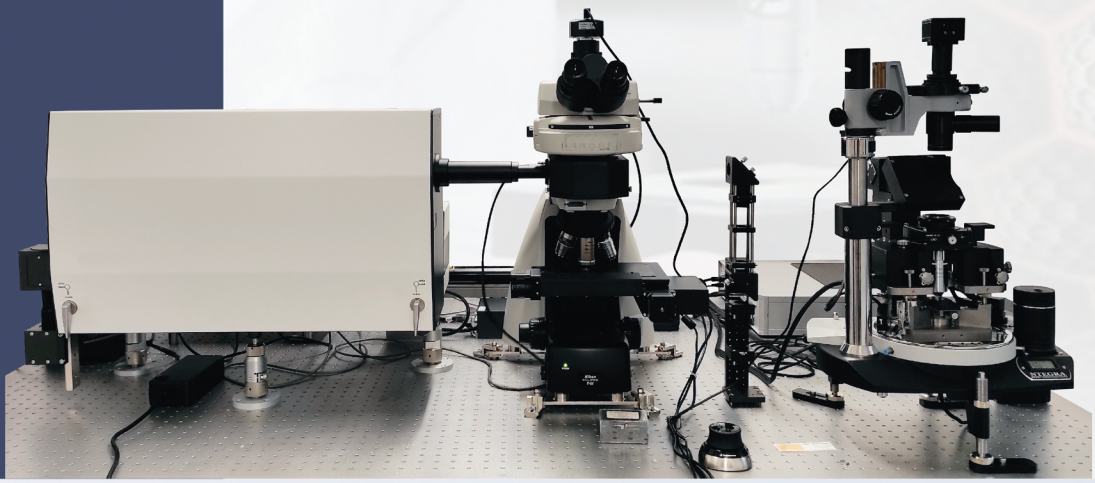
молекул и их копий была равна L, остальные координаты и компоненты скорости оставались одинаковыми. Вдоль оси OZ граничные условия задавались так: в плоскостях $z = 0$ и $z = h$ располагались неподвижные молекулы стенки. В зависимости от вида стенки молекулы располагались в узлах гранецентрированной решетки или в узлах шестигранников - для платиновой и графитовой стенки, соответственно.

В данной работе молекулы жидкости и стенок моделировались как упругие химически инертные сферические частицы. Предполагалось, что для описания движения молекул может быть применена классическая механика. Сила взаимодействия любых двух частиц зависит только от расстояния между ними. В качестве парного потенциала взаимодействия был выбран потенциал Леннарда-Джонса. Все численные эксперименты (с использованием метода Верле) проходили с начальной температурой 85 К. Высота расчетной области варьировалась от 2 до 10 нм, длина — от 7 до 25 нм. Максимальное число молекул жидкости составляло 4000.

В качестве результатов работы можно выделить следующее. На основе подхода молекулярно-динамического моделирования был реализован численный метод для изучения течения жидкости в наноканале. Получено распределение плотности, давления и температуры в канале при различных геометриях канала и материалах стенок. Показано, что при течении жидкости в наноканале поток структурируется: вдоль стенок образуются области, плотность в которых в несколько раз выше средней плотности в канале. Показано, что несмотря на то, что плотность жидкости около стенок в разы больше средней плотности в канале, поток массы имеет параболический вид.

АКТИВНАЯ ФОТОНИКА

Современные научные инструменты для наномасштабных исследований магнитных материалов



Д.А. Козодаев, С.В. Костромин, М.А. Трусов

ООО «АКТИВНАЯ ФОТОНИКА»,
Россия 124460, г. Москва, Зеленоград, Панфиловский пр-т, д. 10

e-mail: info@ntmdt-russia.com



CMS8400 Neo



ЭПР СПЕКТРОМЕТР

настольный

ПРИБОР ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПАРАМАГНИТНЫХ КОМПЛЕКСОВ ИОНОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ, И ДЛЯ ДЕТЕКТИРОВАНИЯ СВОБОДНЫХ РАДИКАЛОВ В ЖИДКОСТЯХ И ТВЁРДЫХ ОБРАЗЦАХ

- Компактный дизайн электромагнита и СВЧ тракта
- Высокая чувствительность и разрешающая способность
- Автоматический расчет g-фактора
- Оптимизированные параметры магнитного поля: высокая точность задания поля, стабильность
- Автоматическая настройка при смене образца
- Встроенный частотомер, датчики магнитного поля и температуры

АДВИН

ЗАО **«АДВИН Смарт Фэктори»**

advin.by
info@advin.by

Телефон:
+375 (17) 349-00-00

POWDIX 600



РЕНТГЕНОВСКИЙ ДИФРАКТОМЕТР

настольный

КАЧЕСТВЕННЫЙ И КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ

- Компактный дизайн
- Тета/Тета геометрия
- Быстродействующий линейный детектор
- Высокое отношение сигнал/шум
- Продолжительные сроки эксплуатации рентгеновской трубки и детектора
- Не требуется внешнее водяное охлаждение
- Гарантированная безопасность
- Аналитическое ПО с интегрированной базой данных
- Лучшее соотношение цена/качество

АДВИН

ЗАО **«АДВИН Смарт Фэктори»**
advin.by
info@advin.by
Телефон:
+375 (17) 349-00-00

СОДЕРЖАНИЕ

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ 7

РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ И КРИТИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ В ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
Алымов М.И. 8

ДИСКЛИНАЦИИ В НАНОМАТЕРИАЛАХ
Романов А.Е. 9

СВЕРХПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ
Валиев Р.З. 11

ПРЕДЕЛЬНОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПРИ УПОРЯДОЧЕНИИ ПО ТИПУ B2 НА ПРИМЕРЕ СИСТЕМЫ Pd-Cu
Иевлев В.М., Горбунов С.В., Донцов А.И., Касьянов В.С., Морозова Н.Б., Рошан Н.Р., Сериков Д.В., Солнцев К.А., Трунькин И.Н., Хмелевская Т.Н. 12

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ: ОТ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ К ГЕТЕРОФАЗНЫМ КОМПОЗИЦИЯМ
Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Погожев Ю.С., Потанин А.Ю., Логинов П.А. 13

ПЛАЗМЕННЫЕ ПРОЦЕССЫ И АППАРАТЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБРАБОТКИ НАНОДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ
Самохин А.В. 14

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЛАЗЕРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ
Колобов Ю.Р. 16

СТРУКТУРА, СОСТОЯНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА НИОБИЯ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ
Попов В.В., Осинников Е.В., Попова Е.Н. 17

СОВРЕМЕННЫЕ НАУЧНЫЕ ИНСТРУМЕНТЫ ДЛЯ НАНОМАСШТАБНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ МАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ
Козодаев Д.А., Костромин С.В., Трусов М.А. 19

СЕКЦИЯ 1
ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ОСНОВЫ СИНТЕЗА НАНОПОРОШКОВ..... *21*

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

СМАЧИВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ВТОРОЙ ТВЕРДОЙ ФАЗОЙ В НАНОМАТЕРИАЛАХ
Страумал Б.Б., Корнева А., Когтенкова О.А., Горнакова А.С., Страумал А.Б., Давдян Г.С., Герштейн Г.И., Храпова Н.Н., Страумал П.Б. *22*

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ПОЛЕЙ И ПРОЦЕССА ГЕНЕРИРОВАНИЯ ЗАРЯДОВ В НИТРАТ-ОРГАНИЧЕСКИХ ПРЕКУРСОРАХ В ХОДЕ ИХ ГОРЕНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ И СВОЙСТВА ФОРМИРУЮЩИХСЯ МАТЕРИАЛОВ
Остроушко А.А., Русских О.В., Кудюков Е.В., Гагарин И.Д., Жуланова Т.Ю., Пермякова А.Е...... *23*

ПОСТСИНТЕТИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ НАНОКРЕМНИЯ: СТРУКТУРА, ОПТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
Дорофеев С.Г., Винокуров А.А., Бубенов С.С., Попеленский В.М., Сапков И.В., Кононов Н.Н., Кузнецова Т.А. *25*

ТРИКАЛЬЦИЙФОСФАТ, ДОПИРОВАННЫЙ ИОНАМИ Yb^{3+}, Ho^{3+}, Er^{3+}, В КАЧЕСТВЕ ЛЮМИНЕСЦЕНТНОГО МАТЕРИАЛА
Мальцев С.А., Баранов О.В., Никитина Ю.О., Петракова Н.В., Ашмарин А.А., Комлев В.С...... *26*

ТЕХНОЛОГИЯ ЛАЗЕРНОГО СИНТЕЗА ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ ДЛЯ КАТАЛИТИЧЕСКИХ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ ПРИЛОЖЕНИЙ
Костюков А.И., Нашивочников А.А., Снытников В.Н...... *27*

НАПРАВЛЕННЫЙ СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ ГИДРОКСИАПАТИТА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НЕКЛАССИЧЕСКОГО МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ
Восканян Л.А., Сюккалова Е.А., Садецкая А.В., Главинская В.О., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М...... *29*

ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ С КЕРАМИЧЕСКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ СВЕРХТВЕРДЫХ КАРБИДОВ В ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ СТРУЕ
Никитин Д.С., Насырбаев А. *31*

ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОПОРОШКОВ ДИБОРИДА ЦИРКОНИЯ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ЦИРКОНИЯ И БОРА В ПОТОКЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ
Асташов А.Г., Самохин А.В., Кирпичев Д.Е., Калашников Ю.П., Фисунов Д.В...... *33*

Содержание

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА МЕДИ В ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРАХ
Минякин Н.А., Подлеснов Е., Дорогов М.В. *34*

ИЗМЕРЕНИЕ ЧИСЛЕННОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ НАНОЧАСТИЦ В ЖИДКИХ СРЕДАХ МЕТОДОМ УЛЬТРАМИКРОСКОПИИ НА РОССИЙСКОМ ПРИБОРЕ NP COUNTER
Курьяков В.Н. *35*

ПАРАДИГМА РОСТА С НЕПРЕРЫВНЫМ ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПРИ ОСАЖДЕНИИ ПЛЕНКИ ИЗ МОЛЕКУЛЯРНОГО ПУЧКА
Плюснин И.И. *36*

ВОЛЬФРАМАТ- И МОЛИБДАТ- СОДЕРЖАЩИЕ МЕЗОПОРИСТЫЕ ПОРОШКИ ГИДРОКСИАПАТИТА, ПОЛУЧЕННЫЕ ГИДРОТЕРМАЛЬНЫМ МЕТОДОМ
Донская Н.О., Гольдберг М.А., Валеев Д.В., Фомин А.С., Антонова О.С., Леонов А.В., Коновалов А.А., Комлев В.С. *39*

ОСОБЕННОСТИ ГИДРОТЕРМАЛЬНОГО СИНТЕЗА И НЕКОТОРЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТЫХ СУЛЬФИДНО-ГИДРОКСИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ
Борисов Р.В., Лихацкий М.Н., Карпов Д.В., Карачаров А.А., Воробьев С.А., Ламберг Е.Р. *40*

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ СИНТЕЗА НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПЕРОВСКИТОВ НА ОСНОВЕ МАНГАНИТА ЛАНТАНА $La_{0.9}M_{0.1}MnO_3$ (М-ЩЕЛОЧНОЙ МЕТАЛЛ Li-Cs)
Пермякова А.Е., Русских О.В., Остроушко А.А. *42*

СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКОЙ АКТИВНОСТИ ПОЛУПРОВОДНИКОВ И ДОСТИЖЕНИЯ БЫСТРОГО И ЭКОЛОГИЧНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СМЕСИ КРАСИТЕЛЕЙ В РЕАЛЬНОЙ ПРОБЕ ВОДЫ НА ПРИМЕРЕ СФЕРИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ SnO_2 РАЗМЕРОМ МЕНЕЕ 5 НМ
Подурец А.А., Скрипкин Е.В., Колоколов Д.С., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М. *43*

ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЁРДЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СПЕКАНИЯ НАНОПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ WC-TiC-Co
Терентьев А.В., Исаева Н.В., Благовещенский Ю.В., Ланцев Е.А., Сметанина К.Е., Мурашов А.А., Щербак Г.В., Андреев П.В., Нохрин А.В. *45*

МАСС-СПЕКТРОМЕТРИЯ С ИНДУКТИВНО СВЯЗАННОЙ ПЛАЗМОЙ КАК ИНСТРУМЕНТ ВИЗУАЛИЗАЦИИ И КОЛИЧЕСТВЕННОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ
Гребнева-Балюк О.Н., Кубракова И.В., Киселева М.С., Лоренц К.А., Лапшин С.Ю. ... *47*

ПОЛУЧЕНИЕ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БОТРИОИДНЫХ СТРУКТУР НАНОЧАСТИЦ ДИОКСИДА ВАНАДИЯ
Петухова Ю.В., Маркарян А.А., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Осмоловская О.М. 48

ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ ИЗ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ С ФОРМИРОВАНИЕМ ДЕНДРИТОВ
Винокуров С.А., Классен Н.В., Цебрук И.С., Орлов А.Д., Кедров В.В., Киселев А.П. 50

ОДНОСЛОЙНЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ С МОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ, НАПРАВЛЕННЫЕ НА ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В МЕМБРАНАХ СО СМЕШАННОЙ МАТРИЦЕЙ ДЛЯ ВЫДЕЛЕНИЯ ДИОКСИДА УГЛЕРОДА ИЗ ПРИРОДНОГО ГАЗА
Панкратова Е.Е., Алкахтани Х.С., Руваили К.М., Соловьева В.А. 51

ФОРМИРОВАНИЕ АМОРФНОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ В РЕЗУЛЬТАТЕ ГИДРИРОВАНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА TiZrVNbTa, ПОЛУЧЕННОГО МЕХАНОХИМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ
Король А.А., Задорожный В.Ю., Задорожный М.Ю., Бердоносова Е.А., Степашкин А.А., Саввотин И.М., Калошкин С.Д., Клямкин С.Н. 53

ГЕНЕРАЦИЯ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА НАНОСЕКУНДНОЙ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ МИШЕНИ В ЖИДКОСТИ
Катаев В.С., Федотов М.А. 56

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА СТАБИЛИЗАЦИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ NiO-SiO_2
Михненко М.Д., Черепанова С.В., Герасимов Е.Ю., Пахарукова В.П., Кукушкин Р.Г., Булавченко О.А. 58

КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА В ОРГАНИЗМЕ ЛАБОРАТОРНЫХ МЛЕКОПИТАЮЩИХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПОЗИЦИИ
Анциферова А.А., Копаева М.Ю., Кочкин В.Н., Кашкаров П.К. 60

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ НАНОЧАСТИЦ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ И ИХ АКТИВНОСТЬ В ПРОЦЕССЕ КАТАЛИТИЧЕСКОГО ПИРОЛИЗА УГЛЕВОДОРОДОВ
Первиков А.В., Пустовалов А.В., Шивцов Д.М., Бауман Ю.И., Попов А.А., Шубин Ю.В., Мишаков И.В. 62

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ БЕСКИСЛОРОДНОГО ГРАФЕНА И ZrO_2
Афзал А.М., Трусова Е.А. 63

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ЦИРКОНИЕВО-ЦЕРИЕВЫЕ ПОРОШКИ ДЛЯ ДЕНТАЛЬНОЙ ИМПЛАНТОЛОГИИ
Антипов В.И., Просвирнин Д.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Пруцков М.Е., Баранов Е.Е 65

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ АЛЮМОИТТРИЕВОГО ГРАНАТА
Виноградов Л.В., Антипов В.И., Просвирнин Д.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Пруцков М.Е., Пивоварчик С.В., Баранов Е.Е. 66

МЕТАЛЛООРГАНИЧЕСКИЕ КАРБОКСИЛАТЫ – ПРЕКУРСОРЫ НАНОРАЗМЕРНЫХ СЛОЖНЫХ ОКСИДОВ
Коротеев П.С., Гавриков А.В., Илюхин А.Б., Ефимов Н.Н. 67

ПОИСК ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИ СТАБИЛЬНЫХ КЛАСТЕРОВ В СИСТЕМЕ Nb-O С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭВОЛЮЦИОННЫХ АЛГОРИТМОВ USPEX
Попов И.С., Еняшин А.Н., Валеева А.А. 71

СОЗДАНИЕ НАНОЧАСТИЦ ВИСМУТА
Манелов В.А., Каблукова Н.С. 72

ПОЛУЧЕНИЕ КОЛЛОИДНЫХ И НАНОЧАСТИЦ ВИСМУТА ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГЕЛИЙ-НЕОНОВОГО ЛАЗЕРА
Смирнов В.В., Каблукова Н.С. 74

О РАЗМЕРНОМ ЭФФЕКТЕ ПОНИЖЕНИЯ ПЕРЕСЫЩЕНИЯ В ЖИДОФАЗНЫХ КАПЛЯХ МЕТАЛЛА-КАТАЛИЗАТОРА В ПРОЦЕССЕ РОСТА НИТЕВИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВ
Небольсин В.А., Юрьев В.А., Воробьев А.Ю., Самофалова А.С. 75

СИНТЕЗ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ИРИДИЯ
Борисов Р.В., Белоусов О.В., Лихацкий М.Н., Жижаев А.М. 78

НОВЫЙ МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛУГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ
Жидоморова К.А., Масгутов И.И., Селютин А.А., Еремин А.В. 80

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦ ГЕТЕРОСТРУКТУР ZnS/Ag_2S
Садовников С.И. 81

ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИЙ ПОТЕНЦИАЛ КИСЛОРОД-ДЕФИЦИТНЫХ НАНОЛИСТОВ ZNO: КВАНТОВО-ХИМИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ
Мешина К.И., Ткаченко Д.С., Кочнев Н.Д., Кирсанов Д.О., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М. 83

ДОПИРОВАННЫЕ НАНОСТЕРЖНИ СОСТАВА Ni-SnO_2 ДЛЯ ЭКОЛОГИЧНОЙ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД
Подурец А.А., Колоколов Д.С., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М. 84

МОДЕЛЬ РАСЧЁТА ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ ПЛОТНОСТИ СПЕЧЁННЫХ ТВЁРДЫХ СПЛАВОВ И КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА И ТИТАНА
Терентьев А.В., Исаева Н.В., Благовещенский Ю.В., Ланцев Е.А., Мурашов А.А., Андреев П.В., Нохрин А.В. 86

НЕОДНОРОДНЫЕ МИКРОМАГНИТНЫЕ СОСТОЯНИЯ В СФЕРОИДАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦАХ МАГНЕТИТА
Серебрякова О.Н., Усов Н.А. 87

ИССЛЕДОВАНИЕ АДСОРБЦИОННОГО РАФИНИРОВАНИЯ РАСПЛАВОВ ТРИАДЫ ЖЕЛЕЗА ОТ ПРИМЕСЕЙ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ ЭКЗОГЕННЫМИ ТУГОПЛАВКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ
Бурцев В.Т., Анучкин С.Н., Самохин А.В. 90

ЭФФЕКТИВНОСТЬ НАНОЧАСТИЦ ЦЕОЛИТА НА РАННИХ СТАДИЯХ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПРИ ЦЕМЕНТИРОВАНИИ СКВАЖИН
Мохаммедамин Али Ибрахим Мохаммедамин 91

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ ЗОЛОТА МЕТОДОМ ХИМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЗОЛОТОХЛОРИСТОВОДОРОДНОЙ КИСЛОТЫ ($HAUCL_4$) В ВОДНОЙ СРЕДЕ
Теплякова Т.О., Конопацкий А.С. 93

СЕКЦИЯ 2
НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПЛЕНКИ И ПОКРЫТИЯ В КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ 95

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

IN-SITU НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКЕ
Петржик М.И., Муканов С.К., Кудряшов А.Е., Замулаева Е.И., Левашов Е.А. 96

ИНВЕРТИРОВАННЫЕ МИКРОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ФОТОННЫЕ КРИСТАЛЛЫ: ИЗГОТОВЛЕНИЕ И СВОЙСТВА
Климонский С.О., Ашуров М.С., Ежов А.А. 97

ФОТОИНДУЦИРОВАННАЯ ГИДРОФИЛЬНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ПЛЕНОК ШИРОКОЗОННЫХ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ
Рудакова А.В. 98

ГИДРОФОБНЫЕ, АНТИОБЛЕДЕНИТЕЛЬНЫЕ, ИЗНОСО- И КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ C-(Ti)-ПТФЭ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭИЛ В ВАКУУМЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОДА ГРАФИТ/ПТФЭ
Купцов К.А., Фатыхова М.Н., Шевейко А.Н., Штанский Д.В. 101

ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДАМИ DCMS И HIPIMS С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИШЕНИ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ (Mo,Ta,Nb,Zr,Hf)-Si-B
Чертова А.Д., Потанин А.Ю., Пацера Е.И., Рупасов С.И., Левашов Е.А., Кирюханцев-Корнеев Ф.В. *103*

СИНТЕЗ ИНВЕРТИРОВАННОГО ОПАЛА In_2O_3 МЕТОДОМ ПРОПИТКИ
Астафуров М.О., Лютова А.В., Умедов Ш.Т., Арабов Р.И., Лю Е., Григорьева А.В. *104*

НАПЛАВКА СЛОЕВ TiAl И NiAl ИМПУЛЬСНЫМ ДУГОВЫМ ОПЛАВЛЕНИЕМ ГРАНУЛ В ВАКУУМЕ
Шевейко А.Н., Фатыхова М.Н., Купцов К.А., Штанский Д.В. *106*

ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ Ag В ПЛЕНКАХ Ag-Si ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ЛУЧЕВЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ
Барков К.А., Нестеров Д.Н., Терехов В.А., Керсновский Е.С., Польшин И.В., Ивков С.А., Гречкина М.В., Ситников А.В. *107*

ЭЛЕКТРОИСКРОВОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭЛЕКТРОДАМИ Zr-Ni
Кудряшов А.Е., Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Муканов С.К., Петржик М.И., Левашов Е.А. *108*

ПЕРВОПРИНЦИПНЫЕ РАСЧЕТЫ КОЭФФИЦИЕНТОВ ТЕНЗОРА УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ σ- ФАЗЫ Fe_7Mo_8
Васильев Д.А., Купавцев М.В., Железный М.В., Карцев А.И. *110*

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ВЫЯВЛЕННАЯ МЕТОДОМ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ
Ващук Е.С. *111*

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ C–Ag, ВЫЯВЛЕННАЯ МЕТОДОМ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ
Московский С.В. *113*

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Mo–Au–N, ВЫЯВЛЕННАЯ МЕТОДОМ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ
Почетуха В.В., Будовских Е.А. *114*

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ TiB_2–Ag–N, ВЫЯВЛЕННАЯ МЕТОДОМ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ
Романов Д.А. *115*

ТИТАНОВЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НАНОРАЗМЕРНОГО ДИОКСИДА ТИТАНА ДЛЯ ЗАПОРНО-РЕГУЛИРУЮЩИХ УЗЛОВ АВТОКЛАВОВ
Гошкодеря М.Е., Бобкова Т.И. *117*

СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ НАПЫЛЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ
Каширина А.А., Бобкова Т.И. *119*

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПЛЕНКАХ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ
Бурцев А.А., Невзоров А.А., Киселев А.В., Ионин В.В., Михалевский В.А., Елисеев Н.Н., Лотин А.А. *122*

СИНТЕЗ В СВЧ ПЛАЗМЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ АЛМАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ
Седов В.С. *123*

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ С ПРИМЕНЕНИЕМ МАШИННО-ОБУЧАЕМЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ
Гарифуллин К.З., Новиков И.С., Подрябинкин Е.В., Шапеев А.В., Медведев М.Г. *125*

СУПЕРГИДРОФОБИЗАЦИЯ КАРБИДОВОЛЬФРАМОВЫХ ПОКРЫТИЙ С ЦЕЛЬЮ ЗАЩИТЫ ОТ КОРРОЗИИ
Рыкалина У.С., Душик В.В., Семилетов А.М. *126*

МОЗАИЧНОСТЬ ПЛЁНОК АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ АНОДИРОВАНИЕМ В ЩАВЕЛЕВОЙ КИСЛОТЕ
Кузнецов М.Е., Кушнир С.Е., Росляков И.В., Лысков Н.В., Напольский К.С. *128*

АТОМНОЕ И ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПЛЕНОК Cu-Si, ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ЛУЧЕВЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ
Керсновский Е.С., Барков К.А., Польшин И.В., Терехов В.А., Нестеров Д.Н., Ивков С.А., Ситников А.В. *130*

УПРАВЛЕНИЕ РАЗМЕРАМИ И ФОРМОЙ ОДИНОЧНЫХ ПЕРОВСКИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ $CsPbBr_2I$ С ПОМОЩЬЮ ВАКУУМНОГО ОТЖИГА
Кенесбай Р., Бижанова Г., Баева М.Г., Митин Д.М., Тойкка А.С., Ng A. *132*

АДГЕЗИОННЫЕ ПОДСЛОИ Ni/Co-P/B ДЛЯ ПОКРЫТИЙ W(C), ПОЛУЧЕННЫХ ХИМИЧЕСКИМ ОСАЖДЕНИЕМ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ
Рубан Е.А., Дровосеков А.Б., Крутских В.М., Душик В.В. *133*

АВТОЭМИССИОННЫЙ НАНОРАЗМЕРНЫЙ КАТОД НА ОСНОВЕ ПЛЕНОК ГРАФЕНА НА SiC
Ковалец А.И. *135*

СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТИТАНА И НИТРИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ
Сударчикова М.А., Насакина Е.О., Морозова Я.О., Михайлова А.В. *137*

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ХОЛЛОВСКИЕ ИЗМЕРЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ОКСИДОВ МЕДИ Cu_2O, CuO, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ДУГОВОГО РАЗРЯДА НИЗКОГО ДАВЛЕНИЯ
Федоров Л.Ю., Ушаков А.В., Карпов И.В. *139*

ФОТОАКТИВНЫЕ ПЛЕНОЧНЫЕ ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ TiO_2-ZnO
Васильева М.С., Арефьева О.Д., Ткачев В.В...... *141*

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТРУКТУР С ПОРИСТЫМ КРЕМНИЕМ
Услин Д.А., Кузьмин А.Д., Латухина Н.В., Полуэктова Н.А., Тишин П.Д., Шишкин И.А., Шишкина Д.А. *143*

СМАЧИВАЕМОСТЬ ТОНКИХ ПЛЕНОК ДИОКСИДА ТИТАНА, ДОПИРОВАННОГО НИОБИЕМ
Рудакова А.В., Михелева А.Ю., Бакиев Т.В., Кириченко С.О., Буланин К.М., Емелин А.В...... *145*

ФОТОАКТИВНЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ WO_3-$CoWO_4$ ПОКРЫТИЯ НА ТИТАНЕ, СФОРМИРОВАННЫЕ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ
Будникова Ю.Б., Васильева М.С., Ткачев В.В...... *147*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СЛОИСТОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОМПОЗИТА NiCrFeMo-AlMoNbTaTiZr-cBNSiCNiAlCo
Русинов П.О., Бледнова Ж.М., Курапов Г.В., Русинова А.А., Семадени М.Д. *148*

IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГРАФИТИЗАЦИИ АЛМАЗА В КОНТАКТЕ С ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫМ СПЛАВОМ Co-Cr-Fe-Ni-Ti С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЭМ
Березин М.А., Зайцев А.А., Логинов П.А., Романенко Б.Ю., Левашов Е.А...... *150*

РОЛЬ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ В УПРОЧНЕНИИ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Ti–48Al–2Cr–2Nb ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКОЙ ЭЛЕКТРОДОМ Zr705
Замулаева Е.И., Купцов К.А., Петржик М.И., Муканов С.К., Левашов Е.А. *151*

РЕГУЛИРОВАНИЕ КОНТРАСТИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ НАНОЧАСТИЦ СОСТАВА Fe_3O_4@ZnO В МЕТОДЕ МРТ ПУТЁМ ИЗМЕНЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ОБОЛОЧКИ ZnO
Ткаченко Д.С., Желтова В.В., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М...... *153*

ЖИДКОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ ПОРИСТЫХ ПЛЕНОК ОКСИДА МАРГАНЦА КАК ЭЛЕКТРОАКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СУПЕРКОНДЕНСАТОРОВ
Лобинский А.А., Канева М.В. *154*

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА ПОВЕРХНОСТЬ КАРБИДА ВАНАДИЯ В ПРОЦЕССЕ КАРБИДИЗАЦИИ
Кочанов Г.П., Ковалев И.А., Рогова А.Н., Шевцов С.В., Костиков И.А., Огарков А.И., Чернявский А.С., Солнцев К.А. *156*

ОСОБЕННОСТИ МАССОПЕРЕНОСА, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ НА ТУГОПЛАВКИХ СПЛАВАХ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ЭЛЕКТРОДОВ $ZrSi_2$ - $MoSi_2$ - ZrB_2 И $HfSi_2$ - $MoSi_2$ - HfB_2
Кудряшов А.Е., Замулаева Е.И., Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Муканов С.К., Петржик М.И., Левашов Е.А. *157*

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ Hf–Si–Mo–B, ОСАЖДЁННЫХ НА ТУГОПЛАВКИЕ ПОДЛОЖКИ МЕТОДАМИ ЭИО И ВИМР
Замулаева Е.И., Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Кудряшов А.Е., Петржик М.И., Погожев Ю.С., Левашов Е.А. *159*

МЕТОД УЛУЧШЕНИЯ БИОАКТИВНЫХ И БАКТЕРИЦИДНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ
Попова А.Д., Шевейко А.Н., Глушанкова Н.А., Игнатов С.Г., Штанский Д.В. *160*

ЗАВИСИМОСТЬ ХАРАКТЕРА АДСОРБЦИИ МОЛЕКУЛ ОКСИДА АЗОТА (NO) НА ПОВЕРХНОСТИ КЛЕСТЕРОВ НИКЕЛЯ (Ni), ОСАЖДЕННЫХ НА ПЛЕНКУ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ОТ РАЗМЕРА КЛАСТЕРА
Магкоев Т.Т., Men Y., Wang J., Behjatmanesh-Ardakani R., Elahifard M. *162*

МОДЕЛЬ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУР ПРИ ЗАКАЛКЕ РЕЛЬСОВ
Сарычев В.Д., Филяков А.Д. *163*

ПРОЦЕССЫ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ В МЕДНОЙ ПОДЛОЖКЕ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ
Будовских Е.А., Филяков А.Д. *165*

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНА И СТАЛИ С УГЛЕРОДНЫМ ПОКРЫТИЕМ ПОСЛЕ НАНОСЕКУНДНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ
Манохин С.С., Неласов И.В., Токмачева-Колобова А.Ю., Поплавский А.И., Колобов Ю.Р. *166*

СЕКЦИЯ 3
ОБЪЕМНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ *169*

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

ВЛИЯНИЕ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АМОРФНОЙ ФАЗЫ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ И ДЕФОРМАЦИИ
Абросимова Г.Е. *170*

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ В СТРОИТЕЛЬСТВЕ СКВАЖИН НЕФТЕГАЗОВОЙ ОТРАСЛИ
Ценев Н.К., Бахтизин Р.Н. *171*

ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ
Гундеров Д.В., Асфандияров Р.Н., Шарафутдинов А.В., Астанин В.В., Мавлютов А.М. *173*

МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЫ ДЛЯ КОМПОЗИТНОГО ВОЛОКНИСТОГО МАТЕРИАЛА
Бобрук Е.В., Рамазанов И.А., Астанин В.В. *175*

IN VITRO ИССЛЕДОВАНИЯ ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Zn-Ag-Cu
Хафизова Э.Д., Абдрахманова Э.Д., Поленок М.В., Данилко К.В. *176*

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1Li-1Mg ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Корзникова Е.А. *177*

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА Zn-1Fe-1Mg ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ ИМПЛАНТАТАХ
Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В. *178*

СДВИГ ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ И ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕМПЕРАТУРА В МЕДНЫХ СПЛАВАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ
Страумал П.Б., Лукьянова Е.А., Кречетов И.С., Добаткина Т.В., Страумал Б.Б. ... *180*

ПЛАТФОРМА CoLab.ws И ПОИСКОВИК Cobalt - ПРОФЕССИОНАЛЬНЫЕ РЕСУРСЫ ДЛЯ РОССИЙСКИХ УЧЁНЫХ
Татарин С.В., Краснов Л.В., Буряк Н.С., Шеремет В.Ф., Загоруйко А.И. *182*

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ГЛУБОКОГО МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ АВТОМАТИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ИЗОБРАЖЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ СЕРВИСОВ, ПРЕДСТАВЛЕННЫХ НА ПЛАТФОРМЕ iok
Матвеев А.В., Нартова А.В., Машуков М.Ю., Белоцерковский В.А., Санькова Н.Н., Кудинов В.Ю., Окунев А.Г. *183*

ВЛИЯНИЕ РКУП НА СТРУКТУРУ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ Fe-Mn СПЛАВОВ
Рыбальченко О.В., Анисимова Н.Ю., Мартыненко Н.С., Рыбальченко Г.В., Беляков А.Н., Долженко П.Д., Лукьянова Е.А., Щетинин И.В., Рааб А.Г., Киселевский М.В., Добаткин С.В. *185*

УЛУЧШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Mn ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДОВ ДЕФОРМАЦИИ
Мартыненко Н.С., Анисимова Н.Ю., Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Рыбальченко Г.В., Лукьянова Е.А., Шинкарева М.В., Рааб А.Г., Киселевский М.В., Юсупов В.С., Добаткин С.В. *186*

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АТОМАМИ УГЛЕРОДА И АЗОТА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА КАНТОРА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ
Ганеев А.В., Нафиков Р.К., Хайбулина Н.А., Валиев Р.З., Астафурова Е.Г. *188*

ВЕРОЯТНОСТНЫЙ МЕТОД ОПИСАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ ЧАСТИЦ ВТОРИЧНЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Cu
Чембарисова Р.Г., Галактионова А.В. *189*

РАЗРАБОТКА МНОГОСЛОЙНЫХ ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ
Пайгин В.Д., Двилис Э.С., Валиев Д.Т., Степанов С.А., Хасанов О.Л., Шевченко И.Н., Деулина Д.Е. *191*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТРЫ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ СОСТОЯНИЙ Pt И Rh НА ПОВЕРХНОСТИ НАНОЧАСТИЦ CeO_2
Кардаш Т.Ю., Федорова Е.А., Стонкус О.А., Кибис Л.С., Стадниченко А.И., Славинская Е.М., Боронин А.И. *192*

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ И ЛЕГИРОВАНИЯ ТИТАНА ВАНАДИЕМ НА СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА ПОСЛЕ КВД ОБРАБОТКИ 194
Давдян Г.С., Страумал Б.Б., Афоникова Н.С., Тюрин А.И., Горнакова А.С., Дружинин А.В. *194*

МАГНИТОАКТИВНЫЕ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИЕ НАНОКОМПОЗИТЫ: ПОЛУЧЕНИЕ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ
Сапрыкин Р.В., Семёнов С.А., Джардималиева Г.И. *195*

ВЛИЯНИЕ НАНОЧАСТИЦ ВОЛЬФРАМА НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ЖИДКОФАЗНОМ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ Cu-Sn-Co-W
Соколов Е.Г., Озолин А.В., Голиус Д.А. *196*

ВЛИЯНИЕ ГАФНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 1570 ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
Тептерев М.С., Зорин И.А., Дриц А.М., Арышенский Е.В. *198*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg ЛЕГИРОВАННЫХ ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ (Sc, Zr, Hf, Er)
Рагазин А.А., Бахтегареев И.Д., Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю. *200*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИНЫХ СПЛАВОВ $CoCrCu_xFeNi_2$
Федотов А.Д., Логинов П.А., Левашов Е.А. *201*

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ I-ФАЗЫ В СПЛАВАХ Al-Mn
Мочуговский А.Г., Яковцева О.А., Михайловская А.В. *202*

ФОТОННЫЕ КРИСТАЛЛЫ НА ОСНОВЕ АНОДНОГО ОКСИДА ТИТАНА: КОНТРОЛИРУЕМЫЙ СИНТЕЗ И ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
Саполетова Н.А., Кушнир С.Е., Черепанова Ю.М., Белокозенко М.А., Напольский К.С. *204*

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ
Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ефимов М.О., Шлярова Ю.А., Панченко И.А., Коновалов С.В. *206*

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНОГО ЦЕМЕНТИТА В РЕЛЬСАХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ
Громов В.Е., Порфирьев М.А., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А., Панин С.В. *208*

ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ПОВЕДЕНИЕ ПРИ СТАРЕНИИ СПЛАВА Cu-0,5%Cr-0,08%Zr
Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Бодякова А.И., Просвирнин Д.В., Рыбальченко Г.В., Лукьянова Е.А., Юсупов В.С., Добаткин С.В. *210*

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧИСТОГО Zn И СПЛАВОВ Zn-1,7%Mg И Zn-1,7%Mg-0,2%Zr
Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Лукьянова Е.А., Серебряный В.Н., Юсупов В.С., Добаткин С.В. *211*

ОБРАЗОВАНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ В СПЛАВАХ Mg-Sm-Dy ПРИ РАСПАДЕ ПЕРЕСЫЩЕННОГО МАГНИЕВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА
Лукьянова Е.А., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Страумал П.Б., Темралиева Д.Р., Пенкина Т.Н., Добаткин С.В. *213*

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Al-Mg_2Si СПЛАВОВ С ДОБАВКАМИ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ
Рыбальченко О.В., Мартыненко Н.С., Рыбальченко Г.В., Табачкова Н.Ю., Лукьянова Е.А., Темралиева Д.Р., Тарытина И.Е., Пруцков М.Е., Огарков А.И., Рааб А.Г., Добаткин С.В. *214*

ВЛИЯНИЕ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ
И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА
ЭП741НП С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ
Галиева Э.В., Валитов В.А., Классман Е.Ю., Ганеев А.А. 216

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ СМЕШАННОГО ТИПА НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК79
Классман Е.Ю., Галиева Э.В., Валитов В.А. 217

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МОРФОЛОГИЯ МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ТВЕРДЫХ
РАСТВОРОВ K_2O-TiO_2-Cr_2O_3-MnO
Саунина С.И., Ягафаров Ш.Ш., Третьяченко Е.В., Макаров А.А., Жуковский Л.И. . 219

НЕСТАБИЛЬНОСТЬ НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР ГЦК КРИСТАЛЛОВ
Белошапка В.Я. 220

О КАРБОГИДРИДОПОДОБНЫХ НАНОСЕГРЕГАЦИЯХ НА ДИСЛОКАЦИЯХ В
МАРТЕНСИТНОЙ И ФЕРРИТНОЙ СОСТАВЛЯЮЩИХ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ
С НАВЕДЕННОЙ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПЛАСТИЧНОСТЬЮ
Нечаев Ю.С., Денисов Е.А., Филиппова В.П., Мишетьян А.Р., Матросов М.Ю.,
Филиппов Г.А. 222

ВЛИЯНИЕ НЕБОЛЬШИХ ДОБАВОК Sc И Zr НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА
СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Si С ИЗБЫТКОМ Si
Лапшов М.А., Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Малкин К.А. 223

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ДИСТИЛЛИРОВАННОГО ДИСПРОЗИЯ
МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ
Прокофьев П.А., Кольчугина Н.Б., Дормидонтов Н.А., Бакулина А.С.,
Никитин А.А. 225

СИНТЕЗ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ БИНАРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
СИСТЕМ ПОДГРУПП ТИТАНА И ВАНАДИЯ ЗАДАННОЙ ФОРМЫ
Ковалев И.А., Кочанов Г.П., Шевцов С.В., Дробаха Г.С., Львов Л.О., Шокодько А.В.,
Чернявский А.С., Солнцев К.А. 226

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ,
ДЕГРАДАЦИЮ И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ *IN VITRO* ОТНОСИТЕЛЬНО КЛЕТОК
КРОВИ СПЛАВА Zn-1,7%Mg
Шинкарева М.В., Анисимова Н.Ю., Мартыненко Н.С., Киселевский М.В.,
Рыбальченко О.В., Рыбальченко Г.В., Темралиева Д.Р., Лукьянова Е.А.,
Добаткин С.В. 228

ЦИТОТОКСИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ
МИКРОИГОЛЬНЫХ ПАТЧЕЙ С ЧАСТИЦАМИ МАГНИЯ ДЛЯ
ФОТОДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕРАПИИ ОНКОЛОГИЧЕСКИХ БОЛЬНЫХ
Макринский К.И., Оганнисян Э.А., Мартыненко Н.С., Новрузов К.М.,
Анисимова Н.Ю., Грицай А.Н., Алдушкина Ю.В., Киселевский М.В. 231

МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ Mg-6%Ag И Mg-1,1%Zn-1,7%Dy, УПРОЧНЕННЫХ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ
Мартыненко Н.С., Темралиева Д.Р., Лукьянова Е.А., Рыбальченко О.В., Рыбальченко Г.В., Тарытина И.Е., Юсупов В.С., Добаткин С.В., Эстрин Ю.З. *233*

ВЛИЯНИЕ ЛИТИЯ НА ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА ГИДРОКСИАПАТИТА, АКТИВИРОВАННОГО ЦЕРИЕМ
Демина А.Ю., Петракова Н.В., Никитина Ю.О., Баранов О.В., Егоров А.А. *234*

СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО МЕДНОГО СПЛАВА
Кошлаков В.В., Бровко В.В., Данилина Е.А. , Сигалаев С.К., Стариков А.П., Домрычев Г.М., Бакшаев В.А. *236*

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННЫХ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДКУП
Абдуллина Д.Н., Хомская И.В., Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Разоренов С.В. *238*

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ CL50 WS С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ
Геров М.В., Каясова А.О., Колмаков А.Г., Просвирнин Д.В., Пивоварчик С.В., Пруцков М.Е. *239*

ТУРБОСТРАТНЫЕ ВАЛЛЕРИИТЫ КАК ПСЕВДОДВУМЕРНЫЕ ГИБРИДНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ
Карпов Д.В., Лихацкий М.Н., Борисов Р.В., Воробьев С.А., Карачаров А.А. *241*

РАЗРАБОТКА РЕЖИМА ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23
Сафарова Д.Э., Луговой М.Е., Понкратова Ю.Ю., Базалеева К.О. *242*

ОБРАЗОВАНИЕ ОМЕГА ФАЗЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Ti–1.5 ВЕС.% Mo И Ti–15 ВЕС.% Mo ПОСЛЕ КВД
Горнакова А.С. *244*

ПРИМЕСНЫЙ СОСТАВ ТЕРБИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ВАКУУМНОЙ ДИСТИЛЛЯЦИИ
Дормидонтов Н.А., Никитин А.А., Зверев В.И., Прокофьев П.А., Бакулина А.С., Кольчугина Н.Б., Вахрушев Р.А. *245*

СЕКЦИЯ 4
НАНОКОМПОЗИТЫ *247*

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

НАНОКРИСТАЛЛЫ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ
Аронин А.С. ... *248*

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ПРИМЕНЕНИЯ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ НЕОРГАНИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ
Ремпель С.В. ... *249*

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОПТИЧЕСКИ ПРОЗРАЧНЫХ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ $MgAl_2O_4$, ZrO_2-Y_2O_3, $Y_3Al_5O_{12}$, $(GdY)_3$-$(AlGa)_5$-O_{12} С РЗЭ-АКТИВАТОРАМИ
Хасанов О.Л., Двилис Э.С., Пайгин В.Д., Валиев Д.Т., Степанов С.А. ... *251*

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ СИНТЕЗА НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ СМЕСИ «МЕТАЛЛ-ФУЛЛЕРЕН»
Лукина И.Н., Дроздова Е.И., Черногорова О.П., Шукурхужаев Ш.Н. ... *254*

СИНТЕЗ И ИЗУЧЕНИЕ ВЫСОКОСТАБИЛЬНЫХ ГИДРОЗОЛЕЙ МАГНИТНЫХ ЖЕЛЕЗООКСИДНЫХ НАНОЧАСТИЦ РЕКОРДНОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ
Карпов Д.В., Воробьев С.А., Павликов А.Ю., Сайкова С.В. ... *255*

НАНОСТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ СВЕРХРАЗВЕТВЛЕННЫХ ПОЛИЭФИРОВ, ДОПИРОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦАМИ МЕТАЛЛОВ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ АГЕНТЫ ТЕРАНОСТИКИ
Кутырева М.П., Ханнанов А.А., Россова А.А., Бурматова А.Е., Прытков В.А., Халдеева Е.В., Улахович Н.А. ... *257*

ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ВОЛЬФРАМА В ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОГО РАЗРЯДА
Фадеев А.А., Самохин А.В., Алексеев Н.В., Синайский М.А., Завертяев И.Д., Калашников Ю.П., Литвинова И.С. ... *258*

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ЧАСТИЦ МИКРОПОРОШКА ПСЕВДОСПЛАВА W-Ni-Fe ПРИ ОБРАБОТКЕ В ТЕРМИЧЕСКОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЛАЗМЕ
Дорофеев А.А., Фадеев А.А., Синайский М.А., Завертяев И.Д., Калашников Ю.П., Самохин А.В., Алексеев Н.В. ... *260*

СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ГРАФЕНСОДЕРЖАЩЕГО Mn-Ce-ОКСИДНОГО КОМПОЗИТА
Пономарев И.В., Трусова Е.А. ... *261*

СИНТЕЗ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТОАКТИВНЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ НЕНАСЫЩЕННЫХ ДИКАРБОКСИЛАТОВ КОБАЛЬТА, НИКЕЛЯ И ЖЕЛЕЗА
Мусатова В.Ю., Семенов С.А., Джардималиева Г.И., Смирнова О.Д. ... *263*

УГЛЕРОДНЫЕ АЭРОГЕЛИ ДЛЯ СУПЕРКОНДЕНСАТОРОВ
Колмакова А.А., Иванов В.К., Малкова А.Н. ... *265*

ВЛИЯНИЕ МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ НА УПРУГИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ Al/C_{60}
Решетняк В.В., Аборкин А.В. *266*

СИНТЕТИЧЕСКИЕ СОЕДИНЕНИЯ СО СТРУКТУРОЙ ВАЛЛЕРИИТА – ПРЕДСТАВИТЕЛИ НОВОЙ ПЛАТФОРМЫ ДЛЯ СИНТЕЗА СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ, ОБРАЗОВАННЫХ ЧЕРЕДУЮЩИМИСЯ КВАЗИАТОМНЫМИ СУЛЬФИДНЫМИ И ГИДРОКСИДНЫМИ СЛОЯМИ
Лихацкий М.Н., Борисов Р.В., Воробьев С.А., Иванеева А.Д., Карачаров А.А., Карпов Д.В. *269*

ОСАЖДЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ Au НА ДВУМЕРНЫЕ СЛОИСТЫЕ СУЛЬФИД-ГИДРОКСИДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, КАК ПУТЬ ПОЛУЧЕНИЯ НОВЫХ КОМПОЗИТНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ
Карачаров А.А., Борисов Р.В., Лихацкий М.Н., Воробьев С.А., Томашевич Е.В. *270*

АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА ГРАФЕН/МЕТАЛЛ МЕТОДОМ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ
Сафина Л.Р., Баимова Ю.А. *272*

ОБРАЗОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР В КОМПОЗИЦИЯХ ОРГАНИКА – НЕОРГАНИКА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДЕФОРМАЦИЙ, ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ
Цебрук И.С., Винокуров С.А., Киселев А.П., Классен Н.В., Кедров В.В., Орлов А.Д., Покидов А.П., Шахлевич О.Ф. *274*

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ СПЛАВА TNM-B1, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ
Марков Г.М., Логинов П.А. *275*

ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА И МЕТОДА ВВЕДЕНИЯ КОБАЛЬТА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ
Исаева Н.В., Благовещенский Ю.В., Терентьев А.В., Ланцев Е.А., Нохрин А.В., Андреев П.В., Сметанина К.Е., Мурашов А.А., Болдин М.С. *277*

НАНОПОРИСТЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ ДИОКСИДА СВИНЦА – ОСНОВА СОЗДАНИЯ БЫСТРОАКТИВИРУЕМЫХ ХИМИЧЕСКИХ ИСТОЧНИКОВ ТОКА ДЛЯ МАЛОКАЛИБЕРНЫХ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ БОЕПРИПАСОВ
Щеглов П.А., Самсонов Д.А., Павленков А.Б., Кулова Т.Л., Скундин А.М. *279*

ГЕТЕРОПЕРЕХОДНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ГРАФИТОПОДОБНОГО НИТРИДА УГЛЕРОДА И ОРТОФЕРРИТА ПРАЗЕОДИМА ДЛЯ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКОЙ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ФАРМАЦЕВТИЧЕСКИХ ПРОИЗВОДСТВ
Чебаненко М.И., Лебедев Л.А., Сероглазова А.С., Попков В.И. *282*

СТРУКТУРНАЯ ДИАГНОСТИКА НАНЕСЕННЫХ ГЕТЕРОГЕННЫХ КАТАЛИЗАТОРОВ $Ru/Ce_{1-x}Zr_xO_2$ ДЛЯ РЕАКЦИИ МЕТАНИРОВАНИЯ ОКСИДА УГЛЕРОДА
Харченко Н.А., Пахарукова В.П., Горлова А.М., Стонкус О.А., Сараев А.А., Рогожников В.Н. 285

ФОРМИРОВАНИЕ И РАССЛОЕНИЕ MN-СОДЕРЖАЩИХ ОКСИДОВ КАК ПУТЬ К СОЗДАНИЮ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КАТАЛИЗАТОРОВ
Булавченко О.А., Афонасенко Т.Н., Юрпалова Д.В., Винокуров С., Мищенко Д.Д., Коновалова В.П. 286

СИНТЕЗ ПОРОШКОВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ В ПЛАЗМЕ ИМПУЛЬСНОГО ВЫСОКОВОЛЬТНОГО РАЗРЯДА ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ФТОРОПЛАСТА И РАЗЛИЧНЫХ ПО СОСТАВУ ЭЛЕКТРОДОВ
Курявый В.Г., Зверев Г.А., Ткаченко И.А. 288

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ НАПОЛНИТЕЛЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПЛЕНОК НАНОКОМПОЗИТОВ ПОЛИ-*n*-КСИЛИЛЕН–СУЛЬФИД КАДМИЯ РАЗНОЙ ТОЛЩИНЫ
Иванова О.П., Кривандин А.В., Пирязев А.А., Завьялов С.А. 290

КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ СУЛЬФИДА КАДМИЯ В ПЛЕНКАХ НАНОКОМПОЗИТОВ ПОЛИ-*n*-КСИЛИЛЕН–СУЛЬФИД КАДМИЯ
Иванова О.П., Кривандин А.В., Пирязев А.А., Завьялов С.А. 291

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Al-Si-Re-N
Турсунханова Р.Б., Сергеев В.П. 293

СИНТЕЗ ФОТОКАТАЛИЗАТОРОВ SiO_2/Bi_2WO_6 ЗОЛЬ-ГЕЛЬ МЕТОДОМ НА ОСНОВЕ БИОГЕННОГО КРЕМНЕЗЕМА
Миткина П.И., Арефьева О.Д., Васильева М.С. 296

СИНТЕЗ И ХАРАКТЕРИСТИКА ГЕТЕРОСТРУКТУР Bi_2O_3-Bi_2SiO_5, АКТИВНЫХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СОЛНЕЧНОГО СВЕТА
Арефьева О.Д., Васильева М.С., Курявый В.Г. 298

ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТА Ag-МАГГЕМИТ, ПОЛУЧЕННОГО ИЗ СУЛЬФАТА ЖЕЛЕЗА РАДИАЦИОННО-ХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ
Ильвес В.Г., Балезин М.Е., Соковнин С.Ю., Калинина Е.Г., Улитко М.В. 299

ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОЕ ФОРМИРОВАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ Ti/TiO_2/Bi КОМПОЗИТОВ
Попов Д.П., Васильева М.С., Курявый В.Г. 302

НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$
Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В., Просвирнин Д.В., Умнов П.П., Чуева Т.Р., Гамурар Н.В. 303

КАТАЛИЗАТОРЫ Pd/C НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ИЗ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА 5-ГИДРОКСИМЕТИЛФУРФУРОЛА
Чернышева Д.В., Клушин В.А., Кутырев В.В., Хазипов О.В., Чернышев В.М. *305*

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В КЕРАМИКЕ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ ZnO, V_2O_5, TiO_2
Саенко А.М., Зеленкова Е.Г., Зеер Г.М. *306*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОМАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАЗЛОЖЕНИИ ФЕРРОЦЕНА Fe(C5H5)2 ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ И ТЕМПЕРАТУРЕ В КАМЕРЕ С АЛМАЗНЫМИ НАКОВАЛЬНЯМИ
Старчиков С.С., Заяханов В.А., Васильев А.Л., Троян И.А., Быков А.А., Булатов К.М., Иванова А.Г., Любутин И.С., Давыдов В.А. *308*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ТУГОПЛАВКИХ ПОРОШКОВ НА СТРУКТУРУ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПАКТОВ
Судник Л.В., Лученок А.Р., Ткачук В.С., Рудницкий К.Ф. *309*

ВЫДЕЛЕНИЕ $L1_2$ И I-ФАЗЫ С КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКОЙ В СПЛАВАХ Al-Mg-Mn-Zr/Er/Sc
Михайловская А.В., Мочуговский А.Г., Яковцева О.А., Табачкова Н.Ю. *310*

НЕЛИНЕЙНЫЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-x}$
Домашевская Э.П., Ивков С.А., Середин П.В., Голощапов Д.Л., Барков К.А., Рябцев С.В., Польшин И.В., Ситников А.В., Ганьшина Е.А. *312*

НОВЫЕ ПЛАЗМОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ СТЕКОЛ С НАНОЧАСТИЦАМИ СЕЛЕНИДА МЕДИ
Гурин В.С., Алексеенко А.А. *313*

АНАЛИЗ ДЕМПФИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, НАПОЛНЕННЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫМ КОМПЛЕКСОМ И НАНОЧАСТИЦАМИ FeCo/C-N
Айдемир Т., Кугабаева Г.Д., Кыдралиева К.А., Джардималиева Г.И. *315*

МАГНИТНО-СИЛОВАЯ МИКРОСКОПИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ МАГНИТНОЙ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ МИКРОПРОВОДОВ
Аксенов О.И., Божко С.И., Фукс А.А., Аронин А.С. *316*

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОГО АРГОНА В НАНОКАНАЛАХ С ПЛАТИНОВЫМИ И ГРАФИТОВЫМИ СТЕНКАМИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ
Картвелишвили Т.А., Юмашев М.В. *318*

СОДЕРЖАНИЕ *324*
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ *343*

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

B

Behjatmanesh-Ardakani R. *162*

E

Elahifard M. *162*

M

Men Y. *162*

N

Ng A. *132*

W

Wang J. *162*

А

Абдрахманова Э.Д. *176*, *178*
Абдуллина Д.Н. *238*
Аборкин А.В. *266*
Абросимова Г.Е. *170*
Айдемир Т. *315*
Аксенов О.И. *316*
Алдушкина Ю.В. *231*
Алексеев Н.В. *258*, *260*
Алексеенко А.А. *313*
Алкахтани Х.С. *51*
Алымов М.И. *8*
Андреев П.В. *45*, *86*, *277*
Анисимова Н.Ю. *185*, *186*, *228*, *231*
Антипов В.И. *65*, *66*
Антонова О.С. *39*
Анучкин С.Н. *90*
Анциферова А.А. *60*
Арабов Р.И. *104*
Арефьева О.Д. *141*, *296*, *298*
Аронин А.С. *248*, *316*
Арышенский В.Ю. *200*
Арышенский Е.В. *198*, *200*, *223*
Астанин В.В. *173*, *175*
Астафуров М.О. *104*
Астафурова Е.Г. *188*
Асташов А.Г. *33*
Асфандияров Р.Н. *173*
Афзал А.М. *63*
Афонасенко Т.Н. *286*
Афоникова Н.С. *194*
Ашмарин А.А. *26*
Ашуров М.С. *97*

Б

Баева М.Г. *132*
Базалеева К.О. *242*
Баимова Ю.А. *272*
Бакиев Т.В. *145*
Бакулина А.С. *225*, *245*
Бакшаев В.А. *236*
Балезин М.Е. *299*
Баранов Е.Е. *65, 66*
Баранов О.В. *26*, *234*
Барков К.А. *107*, *130*, *312*
Бауман Ю.И. *62*
Бахтегареев И.Д. *200*
Бахтеева Н.Д. *303*
Бахтизин Р.Н. *171*
Белокозенко М.А. *204*
Белоусов О.В. *78*
Белоцерковский В.А. *183*
Белошапка В.Я. *220*
Беляков А.Н. *185*
Бердоносова Е.А. *53*
Березин М.А. *150*
Бижанова Г. *132*

Благовещенский Ю.В. *45*, *86*, *277*
Бледнова Ж.М. *148*
Бобкова Т.И. *117*, *119*
Бобрук Е.В. *175*
Бобрышева Н.П. .. *29*, *43*, *48*, *83*, *84*, *153*
Бодякова А.И. *210*
Божко С.И. *316*
Болдин М.С. *277*
Борисов Р.В. *40*, *78*, *241*, *269*, *270*
Боронин А.И. *192*
Бровко В.В. *236*
Бубенов С.С. *25*
Будникова Ю.Б. *147*
Будовских Е.А. *114*, *165*
Булавченко О.А. *58*, *286*
Буланин К.М. *145*
Булатов К.М. *308*
Бурматова А.Е. *257*
Бурцев А.А. *122*
Бурцев В.Т. *90*
Буряк Н.С. *182*
Быков А.А. *308*

В

Валеев Д.В. *39*
Валеева А.А. *71*
Валиев Д.Т. *191*, *251*
Валиев Р.З. *11*, *188*
Валитов В.А. *216*, *217*
Васильев А.Л. *308*
Васильев Д.А. *110*
Васильева М.С. *141*, *147*, *296*, *298*, *302*
Вахрушев Р.А. *245*
Ващук Е.С. *111*
Виноградов Л.В. *66*
Винокуров А.А. *25*
Винокуров С. *286*
Винокуров С.А. *50*, *274*
Вознесенский М.А. .. *29*, *43*, *83*, *84*, *153*
Воробьев А.Ю. *75*
Воробьев С.А. *40*, *241*, *255*, *269*, *270*
Восканян Л.А. *29*

Г

Гавриков А.В. *67*
Гагарин И.Д. *23*
Галактионова А.В. *189*
Галиева Э.В. *216*, *217*
Гамурар Н.В. *303*
Ганеев А.А. *216*
Ганеев А.В. *188*
Ганьшина Е.А. *312*
Гарифуллин К.З. *125*
Герасимов Е.Ю. *58*
Геров М.В. *239*
Герштейн Г.И. *22*
Главинская В.О. *29*
Глушанкова Н.А. *160*
Голиус Д.А. *196*
Голощапов Д.Л. *312*
Гольдберг М.А. *39*
Горбунов С.В. *12*
Горлова А.М. *285*
Горнакова А.С. *22*, *194*, *244*
Гошкодеря М.Е. *117*
Гребнева-Балюк О.Н. *47*
Гречкина М.В. *107*
Григорьева А.В. *104*
Грицай А.Н. *231*
Громов В.Е. *206*, *208*
Гундеров Д.В. *173*
Гурин В.С. *313*

Д

Давдян Г.С. *22*, *194*
Давыдов В.А. *308*
Данилина Е.А. *236*
Данилко К.В. *176*
Двилис Э.С. *191*, *251*
Демина А.Ю. *234*
Денисов Е.А. *222*

Деулина Д.Е. *191*
Джардималиева Г.И. *195*, *263*, *315*
Добаткин С.В. . *185*, *186*, *210*, *211*, *213*, *214*, *228*, *233*
Добаткина Т.В. *180*, *213*
Долженко П.Д. *185*
Домашевская Э.П. *312*
Домрычев Г.М. *236*
Донская Н.О. *39*
Донцов А.И. *12*
Дормидонтов Н.А. *225*, *245*
Дорогов М.В. *34*
Дорофеев А.А. *260*
Дорофеев С.Г. *25*
Дриц А.М. *198*
Дробаха Г.С. *226*
Дровосеков А.Б. *133*
Дроздова Е.И. *254*
Дружинин А.В. *194*
Душик В.В. *126*, *133*

Е

Егоров А.А. *234*
Ежов А.А. *97*
Елисеев Н.Н. *122*
Емелин А.В. *145*
Еняшин А.Н. *71*
Еремин А.В. *80*
Ефимов М.О. *206*
Ефимов Н.Н. *67*

Ж

Железный М.В. *110*
Желтова В.В. *153*
Жидоморова К.А. *80*
Жижаев А.М. *78*
Жуковский Л.И. *219*
Жуланова Т.Ю. *23*

З

Завертяев И.Д. *258*, *260*
Завьялов С.А. *290*, *291*
Загоруйко А.И. *182*
Задорожный В.Ю. *53*
Задорожный М.Ю. *53*
Зайцев А.А. *150*
Замулаева Е.И. *96*, *151*, *157*, *159*
Заяханов В.А. *308*
Зверев В.И. *245*
Зверев Г.А. *288*
Зеер Г.М. *306*
Зеленкова Е.Г. *306*
Зельдович В.И. *238*
Зорин И.А. *198*

И

Иванеева А.Д. *269*
Иванов В.К. *265*
Иванов Ю.Ф. *206*, *208*
Иванова А.Г. *308*
Иванова О.П. *290*, *291*
Ивков С.А. *107*, *130*, *312*
Игнатов С.Г. *160*
Иевлев В.М. *12*
Ильвес В.Г. *299*
Илюхин А.Б. *67*
Ионин В.В. *122*
Исаева Н.В. *45*, *86*, *277*

К

Каблукова Н.С. *72*, *74*
Калашников Ю.П. *33*, *258*, *260*
Калинина Е.Г. *299*
Калошкин С.Д. *53*
Канева М.В. *154*
Карачаров А.А. *40*, *241*, *269*, *270*
Кардаш Т.Ю. *192*
Карпов Д.В. *40*, *241*, *255*, *269*

Карпов И.В. *139*
Картвелишвили Т.А. *318*
Карцев А.И. *110*
Касьянов В.С. *12*
Катаев В.С. *56*
Каширина А.А. *119*
Кашкаров П.К. *60*
Каясова А.О. *239*
Кедров В.В. *50*, *274*
Кенесбай Р. *132*
Керсновский Е.С. *107*, *130*
КибисЛ.С. *192*
Кириченко С.О. *145*
Кирпичев Д.Е. *33*
Кирсанов Д.О. *83*
Кирюханцев-Корнеев Ф.В. *103*, *108*, *157*, *159*
Киселев А.В. *122*
Киселев А.П. *50*, *274*
Киселева М.С. *47*
Киселевский М.В. *185*, *186*, *228*, *231*
Классен Н.В. *50*, *274*
Классман Е.Ю. *216*, *217*
Климонский С.О. *97*
Клушин В.А. *305*
Клямкин С.Н. *53*
Ковалев И.А. *156*, *226*
Ковалец А.И. *135*
Когтенкова О.А. *22*
Козодаев Д.А. *19*
Колмаков А.Г. *65, 66, 239*
Колмакова А.А. *265*
Колобов Ю.Р. *16*, *166*
Колоколов Д.С. *43*, *84*
Кольчугина Н.Б. *225*, *245*
Комлев В.С. *26*, *39*
Коновалов А.А. *39*
Коновалов С.В. *206*, *223*
Коновалова В.П. *286*
Кононов Н.Н. *25*
Конопацкий А.С. *93*
Копаева М.Ю. *60*
Корзникова Е.А. *177*
Корнева А. *22*
Король А.А. *53*
Коротеев П.С. *67*
Костиков И.А. *156*
Костромин С.В. *19*
Костюков А.И. *27*
Кочанов Г.П. *156*, *226*
Кочкин В.Н. *60*
Кочнев Н.Д. *83*
Кошлаков В.В. *236*
Краснов Л.В. *182*
Кречетов И.С. *180*
Кривандин А.В. *290*, *291*
Крутских В.М. *133*
Кубракова И.В. *47*
Кугабаева Г.Д. *315*
Кудинов В.Ю. *183*
Кудряшов А.Е. *96*, *108*, *157*, *159*
Кудюков Е.В. *23*
Кузнецов М.Е. *128*
Кузнецова Т.А. *25*
Кузьмин А.Д. *143*
Кукушкин Р.Г. *58*
Кулова Т.Л. *279*
Купавцев М.В. *110*
Купцов К.А. *101*, *106*, *151*
Курапов Г.В. *148*
Курбаткина В.В. *13*
Курьяков В.Н. *35*
Курявый В.Г. *288*, *298*, *302*
Кутырев В.В. *305*
Кутырева М.П. *257*
Кушнир С.Е. *128*, *204*
Кыдралиева К.А. *315*

Л

Ламберг Е.Р. *40*
Ланцев Е.А. *45*, *86*, *277*
Лапшин С.Ю. *47*
Лапшов М.А. *223*

Латухина Н.В *143*
Лебедев Л.А. *282*
Левашов Е.А. *13*, *96*, *103*, *108*, *150*, *151*, *157*, *159*, *201*
Леонов А.В. *39*
Литвинова И.С. *258*
Лихацкий М.Н. *40*, *78*, *241*, *269*, *270*
Лобинский А.А. *154*
Логинов П.А. *13*, *150*, *201*, *275*
Лоренц К.А. *47*
Лотин А.А. *122*
Луговой М.Е. *242*
Лукина И.Н. *254*
Лукьянова Е.А. *180*, *185*, *186*, *210*, *211*, *213*, *214*, *228*, *233*
Лученок А.Р. *309*
Лысков Н.В. *128*
Львов Л.О. *226*
Лю Е. *104*
Любутин И.С. *308*
Лютова А.В. *104*

М

Мавлютов А.М. *173*
Магкоев Т.Т. *162*
Макаров А.А. *219*
Макринский К.И. *231*
Малкин К.А. *223*
Малкова А.Н. *265*
Мальцев С.А. *26*
Манелов В.А. *72*
Манохин С.С. *166*
Маркарян А.А. *48*
Марков Г.М. *275*
Мартыненко Н.С. *185*, *186*, *210*, *211*, *213*, *214*, *228*, *231*, *233*
Масгутов И.И. *80*
Матвеев А.В. *183*
Матросов М.Ю. *222*
Машуков М.Ю. *183*
Медведев М.Г. *125*
Мешина К.И. *83*
Минякин Н.А. *34*
Митин Д.М. *132*
Миткина П.И. *296*
Михайлова А.В. *137*
Михайловская А.В. *202*, *310*
Михалевский В.А. *122*
Михелева А.Ю. *145*
Михненко М.Д. *58*
Мишаков И.В. *62*
Мишетьян А.Р. *222*
Мищенко Д.Д. *286*
Морозова Н.Б. *12*
Морозова Я.О. *137*
Московский С.В. *113*
Мохаммедамин Али Ибрахим Мохаммедамин *91*
Мочуговский А.Г. *202*, *310*
Муканов С.К. *96*, *108*, *151*, *157*
Мурашов А.А. *45*, *86*, *277*
Мусатова В.Ю. *263*
Мухина Ю.Э. *65, 66*

Н

Напольский К.С. *128*, *204*
Нартова А.В. *183*
Насакина Е.О. *137*
Насырбаев А. *31*
Нафиков Р.К. *188*
Нашивочников А.А. *27*
Небольсин В.А. *75*
Невзоров А.А. *122*
Неласов И.В. *166*
Нестеров Д.Н. *107*, *130*
Нечаев Ю.С. *222*
Никитин А.А. *225*, *245*
Никитин Д.С. *31*
Никитина Ю.О. *26*, *234*
Новиков И.С. *125*
Новрузов К.М. *231*
Нохрин А.В. *45*, *86*, *277*

О

Оганнисян Э.А. *231*
Огарков А.И. *156*, *214*
Озолин А.В. *196*
Окунев А.Г. *183*
Орлов А.Д. *50*, *274*
Осинников Е.В. *17*
Осмоловская О.М. *29*, *43*, *48*, *83*, *84*, *153*
Осмоловский М.Г. *29*, *43*, *48*, *83*, *84*, *153*
Остроушко А.А. *23*, *42*

П

Павленков А.Б. *279*
Павликов А.Ю. *255*
Пайгин В.Д. *191*, *251*
Панин С.В. *208*
Панкратова Е.Е. *51*
Панченко И.А. *206*
Пахарукова В.П. *58*, *285*
Пацера Е.И. *103*
Пенкина Т.Н. *213*
Первиков А.В. *62*
Пермякова А.Е. *23*, *42*
Петракова Н.В. *26*, *234*
Петржик М.И. *96*, *108*, *151*, *157*, *159*
Петухова Ю.В. *48*
Пивоварчик С.В. *66*, *239*
Пирязев А.А. *290*, *291*
Плюснин И.И. *36*
Погожев Ю.С. *13*, *159*
Подлеснов Е. *34*
Подрябинкин Е.В. *125*
Подурец А.А. *43*, *84*
Покидов А.П. *274*
Поленок М.В. *176*, *177*, *178*
Полуэктова Н.А. *143*
Польшин И.В. *107*, *130*, *312*
Понкратова Ю.Ю. *242*
Пономарев И.В. *261*
Попеленский В.М. *25*
Попков В.И. *282*
Поплавский А.И. *166*
Попов А.А. *62*
Попов В.В. *17*
Попов Д.П. *302*
Попов И.С. *71*
Попова А.Д. *160*
Попова Е.Н. *17*
Порфирьев М.А. *208*
Потанин А.Ю. *13*, *103*
Почетуха В.В. *114*
Прокофьев П.А. *225*, *245*
Просвирнин Д.В. *65, 66*, *210*, *239*, *303*
Пруцков М.Е. *65, 66*, *214*, *239*
Прытков В.А. *257*
Пустовалов А.В. *62*

Р

Рааб А.Г. *185*, *186*, *214*
Рагазин А.А. *200*
Разоренов С.В. *238*
Рамазанов И.А. *175*
Ремпель С.В. *249*
Решетняк В.В. *266*
Рогова А.Н. *156*
Рогожников В.Н. *285*
Романенко Б.Ю. *150*
Романов А.Е. *9*
Романов Д.А. *115*
Росляков И.В. *128*
Россова А.А. *257*
Рошан Н.Р. *12*
Рубан Е.А. *133*
Руваили К.М. *51*
Рудакова А.В. *98*, *145*
Рудницкий К.Ф. *309*
Рупасов С.И. *103*
Русинов П.О. *148*
Русинова А.А. *148*

Русских О.В. *23*, *42*
Рыбальченко Г.В. *185*, *186*, *210*, *214*, *228*, *233*
Рыбальченко О.В. ... *185*, *186*, *210*, *211*, *213*, *214*, *228*, *233*
Рыкалина У.С. *126*
Рябцев С.В. *312*

С

Саввотин И.М. *53*
Садецкая А.В. *29*
Садовников С.И. *81*
Саенко А.М. *306*
Сайкова С.В. *255*
Самофалова А.С. *75*
Самохин А.В. *14*, *33*, *90*, *258*, *260*
Самсонов Д.А. *279*
Санькова Н.Н. *183*
Сапков И.В. *25*
Саполетова Н.А. *204*
Сапрыкин Р.В. *195*
Сараев А.А. *285*
Сарычев В.Д. *163*
Саунина С.И. *219*
Сафарова Д.Э. *242*
Сафина Л.Р. *272*
Седов В.С. *123*
Селютин А.А. *80*
Семадени М.Д. *148*
Семенов С.А. *263*
Семёнов С.А. *195*
Семилетов А.М. *126*
Сергеев В.П. *293*
Серебрякова О.Н. *87*
Серебряный В.Н. *211*
Середин П.В. *312*
Сериков Д.В. *12*
Сероглазова А.С. *282*
Сигалаев С.К. *236*
Синайский М.А. *258*, *260*
Ситников А.В. *107*, *130*, *312*
Скрипкин Е.В. *43*
Скундин А.М. *279*
Славинская Е.М. *192*
Сметанина К.Е. *45*, *277*
Смирнов В.В. *74*
Смирнова О.Д. *263*
Снытников В.Н. *27*
Соковнин С.Ю. *299*
Соколов Е.Г. *196*
Солнцев К.А. *12*, *156*, *226*
Соловьева В.А. *51*
Стадниченко А.И. *192*
Стариков А.П. *236*
Старчиков С.С. *308*
Степанов С.А. *191*, *251*
Степашкин А.А. *53*
Стонкус О.А. *192*, *285*
Страумал А.Б. *22*
Страумал Б.Б. *22*, *180*, *194*
Страумал П.Б. *22*, *180*, *213*
Сударчикова М.А. *137*
Судник Л.В. *309*
Сюккалова Е.А. *29*

Т

Табачкова Н.Ю. *214*, *310*
Тарытина И.Е. *213*, *214*, *233*
Татарин С.В. *182*
Темралиева Д.Р. *186*, *211*, *213*, *214*, *228*, *233*
Теплякова Т.О. *93*
Тептерев М.С. *198*
Терентьев А.В. *45*, *86*, *277*
Терехов В.А. *107*, *130*
Тишин П.Д. *143*
Ткачев В.В. *141*, *147*
Ткаченко Д.С. *83*, *153*
Ткаченко И.А. *288*
Ткачук В.С. *309*
Тодорова Е.В. *303*
Тойкка А.С. *132*

Токмачева-Колобова А.Ю. *166*
Томашевич Е.В. *270*
Третьяченко Е.В. *219*
Троян И.А.....*308*
Трунькин И.Н.....*12*
Трусов М.А. *19*
Трусова Е.А.....*63*, *261*
Турсунханова Р.Б.....*293*
Тюрин А.И. *194*

У

Улахович Н.А.....*257*
Улитко М.В. *299*
Умедов Ш.Т. *104*
Умнов П.П.....*303*
Услин Д.А. *143*
Усов Н.А.....*87*
Ушаков А.В. *139*

Ф

Фадеев А.А.....*258*, *260*
Фатыхова М.Н. *101*, *106*
Федоров Л.Ю. *139*
Федорова Е.А. *192*
Федотов А.Д.....*201*
Федотов М.А. *56*
Филиппов Г.А. *222*
Филиппова В.П. *222*
Филяков А.Д. 163, *165*
Фисунов Д.В. *33*
Фомин А.С. *39*
Фукс А.А. *316*

Х

Хазипов О.В. *305*
Хайбулина Н.А. *188*
Халдеева Е.В. *257*
Ханнанов А.А. *257*
Харченко Н.А.....*285*
Хасанов О.Л. *191*, *251*
Хафизова Э.Д.....*176*, *177*, *178*
Хмелевская Т.Н. *12*
Хомская И.В. *238*
Храпова Н.Н. *22*

Ц

Цебрук И.С. *50*, *274*
Ценев Н.К.....*171*

Ч

Чебаненко М.И. *282*
Чембарисова Р.Г. *189*
Черепанова С.В.....*58*
Черепанова Ю.М. *204*
Черногорова О.П. *254*
Чернышев В.М.....*305*
Чернышева Д.В.....*305*
Чернявский А.С. *156*, *226*
Чертова А.Д. *103*
Чуева Т.Р.....*303*

Ш

Шапеев А.В.....*125*
Шарафутдинов А.В. *173*
Шахлевич О.Ф. *274*
Шевейко А.Н. *101*, *106*, *160*
Шевцов С.В.....*156*, *226*
Шевченко И.Н. *191*
Шеремет В.Ф. *182*
Шивцов Д.М. *62*
Шинкарева М.В. *186*, *228*
Шишкин И.А. *143*
Шишкина Д.А. *143*
Шлярова Ю.А. *206*, *208*
Шокодько А.В. *226*
Шорохов Е.В.....*238*
Штанский Д.В.....*101*, *106*, *160*
Шубин Ю.В.....*62*

Шукурхужаев Ш.Н. *254*

Щ

Щеглов П.А. *279*
Щербак Г.В. *45*
Щетинин И.В. *185*

Э

Эстрин Ю.З. *233*

Ю

Юмашев М.В. *318*
Юрпалова Д.В. *286*
Юрьев А.А. *208*
Юрьев В.А. *75*
Юсупов В.С. *186*, *210*, *211*, *233*

Я

Ягафаров Ш.Ш. *219*
Яковцева О.А. *202*, *310*

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

VIII Всероссийская конференция по наноматериалам

Материалы публикуются в авторской редакции.

Издательский дом Полиграфический комплекс «Буки Веди»
117246, г. Москва, проезд Научный,
д. 19, этаж 2, ком. 6Д, оф. 202
Подписано в печать 30.10.2023
Тираж 200 экз.

ISBN 978-5-4465-3971-0