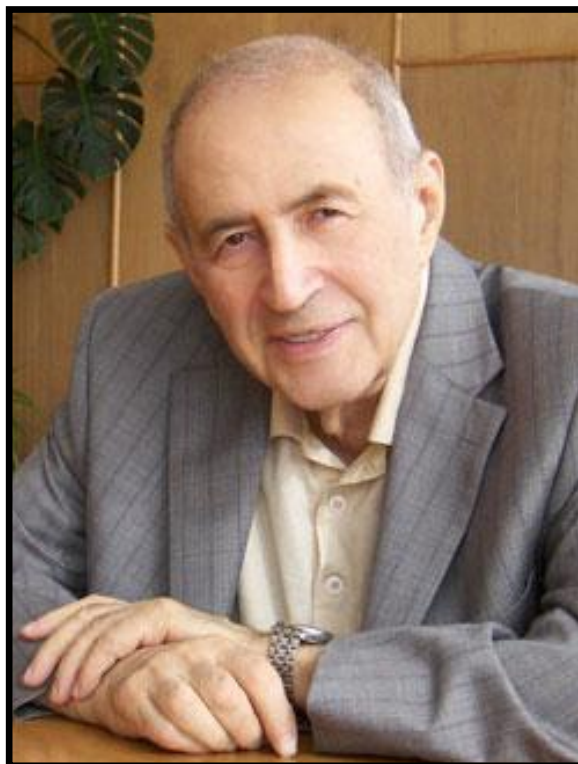


**XI Всероссийская с международным участием Школа-семинар
по структурной макрокинетике для молодых ученых
посвящена памяти основателя и неизменного ректора школы
академика А.Г. МЕРЖАНОВА**



Сегодня с нами нет академика Александра Григорьевича Мержанова, создателя и руководителя Института структурной макрокинетике и проблем материаловедения Российской академии наук.

Ученый с мировым именем в области физической химии, общепризнанный лидер в науке о горении и взрыве, последователь школы Нобелевского лауреата Николая Николаевича Семенова - Александр Григорьевич был одним из основоположников нового направления на стыке химической физики, теории горения и материаловедения - структурной макрокинетике, автором открытия явления "твердого пламени". Это открытие дало мощный импульс к разворачиванию широких теоретических и экспериментальных исследований в новой области - процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

А.Г. Мержанов сформулировал основные принципы, задачи и подходы для фундаментальной теории СВС, определил технологические возможности этого открытия. Благодаря энергии и энтузиазму Александра Григорьевича, его коллег и единомышленников, для реализации колоссального фундаментального и практического потенциала этих работ в 1986 г. в составе Академии наук был создан Институт структурной макрокинетике (ИСМАН) - сегодня один из ведущих научных коллективов РАН, которому А.Г. Мержанов посвятил почти 30 лет своей жизни.

Одним из основных результатов активной творческой деятельности А.Г. Мержанова является создание научной школы, которая насчитывает более 50 докторов и 150 кандидатов наук и имеет уже несколько поколений. Жизнь, деятельность и развитие этой школы имеет механизм цепных химических реакций, поскольку постоянно появляются все новые ученики его учеников. Особенностью школы является редкостное сочетание фундаментальных научных исследований с практическими и технологическими разработками. Многие ученики А.Г. Мержанова сами стали лидерами и крупными специалистами в различных областях химии, физики, механики, катализа, химической кинетики, материаловедения и других наук. И хотя они имеют свои научные привязанности и интересы, похвала или критика Учителя являлась мощным двигательным импульсом. Зачастую, полностью доверяя его интуиции, они меняли устоявшиеся области своих научных исследований на разработку новых перспективных направлений. На семинарах, заседаниях Ученых Советов, конференциях вокруг него сразу образовывалась здоровая питательная среда. Такой микроклимат во многом обеспечивался его доброжелательным, замечательным, мягким юмором, личным обаянием. Шутки А.Г. Мержанова всегда вызывали взрыв смеха и помогали сразу расположить слушателей к себе.

Многое было сделано А.Г. Мержановым для молодежи. Он организовал кафедры и научно-учебные центры в нескольких институтах страны, по его инициативе в структуре Института появилось самостоятельное подразделение Научно-образовательный центр (НОЦ ИСМАН), он был ректором Всероссийской с международным участием школы-семинара по структурной макрокинетике для молодых ученых. Встречи молодых сотрудников с ним - это было событием, которое для молодежи имело огромное значение.

А.Г. Мержанов был одним из зачинателей науки в Черноголовке, одним из первых молодых завлабов, которых Н.Н. Семенов определил для проведения масштабных взрывных работ на загородном полигоне ИХФ. Но его имя будет вписано в историю Черноголовского научного центра не только как крупного научного деятеля, но и как истинного создателя, гражданина. В его книгах, многочисленных статьях видно, насколько волновала его судьба российской науки, Академии наук, вопросы развития общества и государства. Он считал, что *«лучше быть нужным, чем свободным»*, и был убежден, что каждый должен оставить после себя что-либо полезное людям. Ему удалось это в полной мере.

Память об Александре Григорьевиче, выдающемся ученом, удивительно ярком, одаренном человеке всегда будет жить в сердцах людей, которым посчастливилось работать с ним.

Состав оргкомитета

Ректор Школы – семинара

А.Г. Мержанов - академик, научный руководитель ИСМАН (Черноголовка)

Председатель Оргкомитета:

А.М. Столин - д.ф.-м.н., профессор, руководитель НОЦ ИСМАН (Черноголовка)

Секретарь Оргкомитета:

П.М. Бажин - к.т.н., с.н.с. ИСМАН (Черноголовка)

Члены Оргкомитета:

В.В. Азатян - член-корр. РАН, зав. лаб. ИСМАН (Черноголовка)
М.И. Алымов - член-корр. РАН, директор ИСМАН (Черноголовка)
А.Л. Бучаченко - академик, и.о. председателя НЦЧ РАН (Черноголовка)
Г.С. Баронин - д.т.н., профессор, руководитель НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН (Тамбов)
И.П. Боровинская - д.х.н., профессор, зав. лаб. ИСМАН (Черноголовка)
В.М. Бузник - академик, руководитель Инновационно-технологического центра РАН (Москва)
В.А. Веретенников - к.ф.-м.н., руководитель аспирантуры ИСМАН (Черноголовка)
В.В. Грачев - к.ф.-м.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)
С.А. Губин - д.ф.-м.н., профессор, зав.лаб. МИФИ (Москва)
С.И. Дворецкий - д.ф.-м.н., профессор, и.о. ректора ТамбГТУ (Тамбов)
В.Л. Данилов - д.т.н., профессор МГТУ им. Н.Э.Баумана (Москва)
О.К. Камынина - к.ф.-м.н., ученый секретарь ИСМАН (Черноголовка)
В.В. Козлов - академик, вице-президент РАН (Москва)
Д.В. Кузнецов - к.т.н, зав.кафедрой НИТУ МИСиС (Москва)
С.Т. Милейко - д.т.н., г.н.с. ИФТТ РАН (Черноголовка)
С.А. Моргачева - и.о. зам. председателя НЦЧ РАН (Черноголовка)
В.Ф. Разумов - член-корр. РАН, глава Муниципального образования «Городской округ Черноголовка» (Черноголовка)
Б.П. Серeda - д.т.н., профессор, зав. каф. ЗГИА (Запорожье, Украина)
Л.С. Стельмах - д.т.н., в.н.с. ИСМАН (Черноголовка)
А.Е. Сычев - к.т.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)
М.Р. Филонов - д.т.н., профессор, проректор МИСиС (Москва)

Рабочий комитет:

О.Н. Козырева - Черноголовка, ИСМАН
П.А. Столин - Черноголовка, ИСМАН
М.В. Михеев - Черноголовка, ИСМАН
О.А. Аверичев - Черноголовка, ИСМАН

Одиннадцатая Всероссийская с международным участием Школа-семинар по структурной макрокинетике для молодых ученых проводится в рамках программы Президиума РАН «Поддержка молодых ученых»

Программа 11-ой Всероссийской с международным участием Школы-семинара по структурной макрокинетике для молодых ученых

Среда, 27 ноября 2013г.

9:30 Регистрация участников

10:00 Церемония открытия Школы-семинара

Алымов М.И. профессор, чл.-корр. РАН, директор ИСМАН (Черноголовка, ИСМАН)

Столин А.М., профессор, председатель оргкомитета Школы (Черноголовка, ИСМАН)

Приветственные слова гостей Школы

Утреннее заседание

10:40 **Бучаченко Анатолий Леонидович**, академик, и.о. председателя НЦЧ РАН (НЦЧ РАН, Черноголовка). Талант – единственная новость, которая всегда нова. Слово об Александре Мержанове. (Приглашенная лекция).

11:30 **Боровинская Инна Петровна**, д.х.н., профессор, зав. лаб. (ИСМАН, Черноголовка). Связь состава и структуры СВС-продуктов с режимами фильтрационного горения. (Приглашенная лекция).

12:20 **Рогачев Александр Сергеевич**, д.ф.-м.н., профессор, зав. лаб. (ИСМАН, Черноголовка). Александр Григорьевич Мержанов: жизнь в науке. (Приглашенная лекция).

13:00 Обед

Вечернее заседание

14:00 1. **Лебедев Д.Н.** магистрант (МИСиС, г. Москва). Изучение особенностей формирования структуры, состава и свойств электроискровых покрытий на подложках из никелевого сплава ЭП 718-ИД при применении СВС-электродных материалов системы Cr-Al-Si-B.
2. **Гусев М.П.** аспирант, **Данилов В.Л.** (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва). Метод решения задачи контактного взаимодействия между

тепловыделяющим элементом и узлом дистанционирующей решетки.

3. **Хайдаров¹ Б.Б.** студент, Юдин¹ А.Г. аспирант, Лысов² Д.В., Кузнецов¹ Д.В. (¹- МИСиС, г. Москва; ²- МИСиС, МКЛ «Наноматериалы», г. Москва). Исследование зависимости морфологии и структурных характеристик нанопорошков оксида никеля от условий получения методом распылительного пиролиза.

4. **Кочетов Н.А.** (ИСМАН, г. Черноголовка). Горение системы Ni-Al. Влияние параметров порошка Al.

5. **Зайцева А.А.** студент (МИСиС, г. Москва). СВС компактных прекурсоров на основе алюминидов титана для изготовления жаропрочных материалов с дисперсной, безликвационной структурой.

6. **Тарасова Л.Г.** студент, Юдин А.Г. аспирант, Хайдаров Б.Б. студент, Кузнецов Д.В. (МИСиС, г. Москва). Исследование компактируемости наноструктурированных порошков никеля.

15:00 Кофе-брейк

7. **Быков В.И., Цыбенова С.Б.** молодой ученый (Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, г. Москва). Нестационарные двухтемпературные модели макрокинетики.

8. **Балаян Г.В.** аспирант, Азатян В.В., Сайкова Г.Р., Пугачев Д.В. (ИСМАН, г. Черноголовка). Изучение закономерностей воспламенения водородо-воздушных смесей в зависимости от химических и физических свойств.

9. **Шкодик¹ Н.Ф.** молодой ученый, Рогачев^{1,2} А.С., Мукасьян^{2,3} А.С., Московских² Д.О., Вадченко¹ С.Г., Сачкова¹ Н.В. (¹-ИСМАН, г. Черноголовка; ²- МИСиС, г. Москва; ³- Department of Chemical and Biomolecular Engineering, University of Notre Dame, Notre Dame, USA). Новый способ получения композиционных нанокристаллических материалов на основе системы медь-хром.

10. **Зарипов¹ Н.Г., Гальшев¹ С.Н.** аспирант, Столин² А.М., Бажин² П.М. (¹- УГАТУ, г. Уфа; ²- ИСМАН, г. Черноголовка). Исследование жаростойкости ЭИЛ-покрытий, нанесенных с помощью СВС-электродов системы Ti-Al-C.

11. **Ширяева М.Ю.** молодой ученый, Силяков С.Л., Юхвид В.И. (ИСМАН, г. Черноголовка). Влияние солевых добавок хлорида аммония и гидрокарбоната натрия на процесс горения, фазоразделения железо-алюминиевого термита.

12. **Аверичев О.А.** аспирант, Бажин П.М. Столин А.М. (ИСМАН, г. Черноголовка). Влияние технологических параметров СВС-экструзии на длину и однородность длинномерных изделий на основе Ti-Al-C.

13. **Алтунин К.А.** аспирант (ТамбГТУ, г. Тамбов). Применение нейронных сетей при моделировании процесса резания.

Четверг, 28 ноября 2013 г.

Утреннее заседание

- 10:00** 1. Сычев¹ А.Е., Вадченко¹ С.Г., **Боярченко¹ О.Д.** молодой ученый, Ковалев¹ И.Д., Шукин¹ А.С., D. Vrel² (¹ISMAN, Chernogolovka; ² Université Paris, France). Особенности структурообразования интерметаллидов на основе NiAl дисперсноупрочненных SiO₂, Al₂O₃ и 3Al₂O₃ – 2SiO₂.
2. **Паршин Д.А.** аспирант, Стельмах Л.С., Столин А.М. (ИСМАН, г. Черноголовка). Теоретическое исследование особенностей формирования длиномерных образцов больших диаметров методом СВС-экструзии.
3. Исаченко Д.С., Кузнецов М.С., Семенов А.О., **Чурсин С.С.** молодой ученый (Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Физико-технический институт, г. Томск). Изучение возможности получения материалов для иммобилизации РАО методом СВ-синтеза.
4. **Потанин¹ А.Ю.** аспирант, Погожев¹ Ю.С., Левашов¹ Е.А., Кочетов^{1,2} Н.А., Ковалев² Д.Ю. (¹ МИСиС, г. Москва; ² ИСМАН, г. Черноголовка). Получение электродных материалов в системе Cr-Al-Si-W методом СВС для осаждения покрытий, стойких к высокотемпературному окислению.
5. **Дмитриев Т.П.** магистрант, Бусурин С.М., Ковалев И.Д., Сычев А.Е. (ИСМАН, г. Черноголовка). Феррит NiMnxFe_{2-x}O₄: синтез, анализ структуры и морфологии.
6. Алымов М.И., **Петров Е.В.** молодой ученый, Капустин Р.Д. (ИСМАН, г. Черноголовка). О возможности азотирования железа методом ударно-волнового нагружения.

11:00 Кофе-брейк

7. Быков В.И., **Старостин И.Е.** молодой ученый (Институт биохимической физики им. Н.М. Эммануэля РАН, г. Москва). Применение потенциально-потокowego метода к моделированию процессов горения в закрытых системах.
8. **Фаталов¹ А.М.** студент, Салганская² М.В., Кислов² В.М., Глазов² С.В. (¹ МГУ имени Ломоносова М.В., г. Москва; ² ИПХФ РАН, г. Москва). Влияние добавок CO₂ на температуру и состав продуктов фильтрационного горения углерода.
9. **Корчагин¹ В.В.** студент, Салганская² М.В., Глазов² С.В. (¹ – МГУ имени Ломоносова М.В., г. Москва; ² – ИПХФ РАН, г. Черноголовка). Получение наночастиц оксида цинка в волне горения.
10. **Гильберт¹ С.В.** аспирант, Суворов¹ И.С., Коробков² А.М., Просянюк¹ В.В. (¹ ОАО «Федеральный научно-производственный центр «НИИ прикладной химии», г. Сергиев Посад; ² ФГБОУ ВПО КНИТУ, г. Казань). Особенности высокотемпературных гальванических

элементов из энергетических конденсированных систем.

11. **Азизов**^{1,2} **Ш.Т.** магистрант, Качин¹ А.Р., Лорян¹ В.Э., Боровинская¹ И.П. (¹- ИСМАН, г. Черногоровка; ² - МИСиС, г. Москва). Влияние избытка восстановителя в исходной смеси на закономерности синтеза ферротитана.

12. **Кочетков Р.А.** аспирант, Сеплярский Б.С., Тарасов А.Г. (ИСМАН, г. Черногоровка). Исследование влияния примесного газовыделения (влажности) на закономерности горения и фазовый состав продуктов синтеза порошковых и гранулированных смесей Ti+0.5C в потоке инертного газа.

13. **Капустин**¹ **Р.Д.** молодой ученый, Алымов¹ М.И., Сычев¹ А.Е., Петров¹ Е.В., Сайков¹ И.В., Гордополова¹ Л.В., Анкудинов² А.Б., Зеленский² В.А., Миляев² И.М., Юсупов² В.С. (¹- ИСМАН, г. Черногоровка; ²- ИМЕТ РАН, г. Москва). Зависимость процесса формирования механокомпозитов из порошковой смеси Fe-Cr-Co от режимов механоактивации.

14. **Ковалев И.Д.** аспирант, Пономарев В.И., Коновалихин С.В., Кочетов Н.А. (ИСМАН, г. Черногоровка). Исследование фазообразования при синтезе NiAl методом динамической рентгенографии.

15. **Божко**¹ **С.А.** аспирант, Камынина² О.К., Голосов¹ Е.В., Колобов¹ Ю.Р. (¹- НИУ «БелГУ», г. Белгород; ²- ИСМАН, г. Черногоровка). Влияние исходных параметров смеси на структурный и фазовый состав продуктов СВС.

16. **Икорников Д.М.** аспирант, Санин В.Н., Сачкова Н.В., Юхвид В.И. (ИСМАН, г. Черногоровка). Синтез литых металлокерамических композитов на основе комплексных боридов и формирование защитных покрытий на их основе методами СВС-металлургии.

17. **Боровик**¹ **Д.И.** молодой ученый, Столин² А.М. (¹- БНТУ, г. Минск; ²- ИСМАН, г. Черногоровка). Лазерная модификация электрохимических железных покрытий с дисперсными включениями частиц (Ti+C).

18. Бураков А.Е., Романцова И.В., **Кучерова А.Е.** молодой ученый (ТамбГТУ, г. Тамбов). Наномодифицированные материалы жидкофазной сорбции тяжелых металлов.

19. **Муравьев А.М.** молодой ученый, Соколов М.В. (ТамбГТУ, г. Тамбов). Задание конструктивных и режимных параметров механической обработки при создании управляющих программ для станков с числовым программным управлением в CAMWORKS.

13:00 Обед

Вечернее заседание

- 14:00** 1. **Михеев М.В.** аспирант, Бажин П.М., Столин А.М. (ИСМАН, г. Черноголовка). Изучение формуемости тугоплавкого материала на основе $\text{MoSi}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$, с использованием свободного СВС-сжатия.
2. **Малахов ¹ А.Ю.** аспирант, Первухин ¹ Л.Б., Сайков ¹ И.В., Вихман ² В.Б. (¹- ИСМАН, г. Черноголовка; ²- ОАО «Центральный научно-исследовательский институт материалов», г. Санкт-Петербург). Получение композиционных материалов с жаропрочным рабочим слоем.
3. **Терещенко¹ А.Н.** молодой ученый, Штейнман¹ Э.А., Мазилкин¹ А.А., Хорошева¹ М.А., Кудренко¹ Е.А., Конончук² О. (¹- ИФТТ РАН, г. Черноголовка; ²-SOITEC, Parc Technologique des Fontaines, Vernin, France). Исследование структуры и излучательных свойств дефектов на границе соединенных пластин кремния.
4. **Милованов Е.Е.** студент, Иванов С.А., Комбарова П.В, Таров В.П., Баронин Г.С. (ТамбГТУ, г. Тамбов). Исследование теплофизических и диффузионных свойств образцов модифицированного Ф-42, обработанных равноканальной многоугловой твердофазной экструзией.
5. **Сагидоллаев А.С.** магистрант, Кылышбаев К.Т. магистрант, Михеев М.В., Аверичев О.А., Бажин П.М., Столин А.М. (ИСМАН, г. Черноголовка). Перспективы получения электродов методом СВС-экструзии для наплавки.
6. **Рогачев С.А.** аспирант, Умаров Л.М., Вадченко С.Г. (ИСМАН, г. Черноголовка). Экспериментальная проверка математических моделей горения микрогетерогенных сред.
7. **Галиев И.Р.** аспирант (Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти). О связи скорости химических реакций с характеристиками распространения турбулентного пламени.
8. **Маркидонов А.В.** молодой ученый (Филиал Кузбасского государственного технического университета в г. Новокузнецке, г. Новокузнецк). Растворение вакансионной поры под действием ударных волн вблизи свободной поверхности.
9. **Кобзев Д.Е.** аспирант, Баронин Г.С., Червяков В.М. (ТамбГТУ, г. Тамбов). Математическое описание изменения плотности ПТФЭ при обработке давлением в твердой фазе с воздействием ультразвука.

15:00 Кофе-брейк

15:30 Спорт. Командный розыгрыш кубка Ректора Школы по настольному теннису.

Пятница, 29 ноября 2013 г.

Утреннее заседание

10:00 Бузник Вячеслав Михайлович, академик, руководитель Инновационно-технологического центра РАН (ИМЕТ РАН, г. Москва). Супергидрофобность: материаловедческие и технологические аспекты. (Приглашенная лекция).

10:40 Баронин Геннадий Сергеевич, д.т.н., профессор, руководитель НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии» (ТамбГТУ, г. Тамбов). Нанокompозиты на основе фторполимера Ф-42, полученные по новой технологии. (Приглашенная лекция).

11:30 Кофе-брейк

12:00 1. Росляков¹ С.И. аспирант, Рогачев^{1,2} А.С., Мукасьян^{1,3} А.С. (¹-МИСиС, г. Москва; ²-ИСМАН, г. Черноголовка; ³-Факультет Химической Инженерии, Университет Нотр Дам, США). Синтез нанокристаллических материалов методом горения растворов: исследование механизма реакции.

2. Полуэктов В.Л. аспирант, Кобзев Д.Е., Баронин Г.С. (ТамбГТУ, г. Тамбов). Разработка физической модели процесса фомования полимеров и композитов на их основе в твердой фазе с ультразвуковым воздействием.

3. Иванов С.А. молодой ученый, Баронин Г.С., Таров В.П. (ТамбГТУ, г. Тамбов). Влияние равноканальной многоугловой твердофазной экструзии на эксплуатационные характеристики модифицированного ПТФЭ.

4. Комбарова П.В. молодой ученый, Баронин Г.С., Быкова Н.Н. ТамбГТУ, г. Тамбов). Интенсификация обработки давлением в твердой фазе применением механизма предварительной пластификации.

5. Полуэктов В.Л. аспирант, Баронин Г.С. (ТамбГТУ, г. Тамбов). Твердофазная экструзия фторполимерных композитов с использованием деформации простого сдвига.

6. Московских¹ Д.О. аспирант, Рогачев^{1,2} А.С., Мукасьян^{1,3} А.С. (¹-МИСиС, г. Москва; ²-ИСМАН, г. Черноголовка; ³-Факультет Химической Инженерии, Университет Нотр Дам, США). Самораспространяющийся высокотемпературный синтез карбида кремний: влияние высокоэнергетической механической обработки.

7. Аллаяров¹ Р.С. школьник, Коновалихин² С.В. (¹-МОУ СОШ №75, г. Черноголовка; ²-ИСМАН, г. Черноголовка). О форме поверхности жидкости при различных скоростях вращения кюветы.

8. Провоторов¹ П.В. школьник, Классен² Н.В. (¹-Средняя школа № 82, г. Черноголовка; ²-Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка). Особенности формирования наноструктур при распылении металлов высокочастотными и импульсными электрическими разрядами.

9. Аллаярова¹ А.С. школьник, Коновалихин² С.В. (¹-МОУ СОШ №75, г. Черноголовка; ²-ИСМАН, г. Черноголовка). Разнообразие форм

снежинок.

10. **Худяков В.В.** аспирант, Баронин Г.С. (ТамбГТУ, г. Тамбов). Теплофизические и триботехнические свойства композитов, полученных на основе фторопласта-42 молекулярным смешением.

11. **Сипратов Н.Ю.** магистрант, Глазков Ю.Е., Ведищев С.М., Бажин П.М. (ТамбГТУ, г. Тамбов). Использование СВС-электродов для упрочнения узлов и деталей сельхозтехники.

Церемония закрытия Школы-семинара и награждение лучших и активных участников.

Торжественный обед.

ГОРЕНИЕ СИСТЕМЫ Ni+Al. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОРОШКА Al

Кочетов Н.А. молодой ученый

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, г. Черноголовка, kolyan_kochetov@mail.ru*

В данной работе исследована причина различия скорости горения смеси Ni +Al с двумя порошками Al одной марки АСД-4, но из разных партий, отличающимися средним размером частиц и содержанием кислорода. Один порошок Al, имел максимальное массовое содержание частиц в интервале 6,31-8,31 мкм, а второй имел максимальное массовое содержание частиц в интервале 8,31-11 мкм. Соответственно, содержание кислорода в этих порошках составляло 1,9% и 1,75% по массе. Изучено налипание порошковой смеси Ni+Al, с каждым из этих двух порошков Al, на стенки барабанов и мелющих тел в процессе механической активации. Смесь Ni+Al с более мелким и более окисленным Al меньше налипала на стенки барабана и мелющие тела в процессе механической активации и имела более высокую скорость горения в сравнении со смесью с более крупным и менее окисленным Al. После механической обработки скорости горения обеих смесей становились примерно одинаковыми.

Благодарность. Автор выражает благодарность своим коллегам Вадченко С.Г. за ценные советы и обсуждение работы и Бусуриной М.Л. за проведение работ на приборе MicroSizer 201.

Список литературы:

1. N. A. Kochetov and S. G. Vadchenko. Mechanically Activated SHS of NiAl: Effect of Ni Morphology and Mechanoactivation Conditions. International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis, Vol. 21, No. 1, pp. 55–58, 2012.
2. Хайкин Б.И. К теории процессов горения в гетерогенных конденсированных средах. // В сб. Процессы горения в химической технологии и металлургии. Черноголовка. 1975. С. 227 – 244.
3. Алдушин А.П., Хайкин Б.И., Мержанов А.Г. О некоторых особенностях горения конденсированных систем с тугоплавкими продуктами реакции. // Доклады АН СССР, 1972, Т. 204 № 5 стр.1139-1142. А.Р. Aldushin, A.G. Merzhanov, B.I. Khaikin. On Certain Features of Combustion of Condensed Systems with High-melting Reaction Products // Reports of the Academy of Sciences of the USSR, 1972. Volume 204, No. 5, pages 1139-1142.
4. А.Г. Мержанов, А.С. Мукасян. Твердопламенное горение. М.: Торус Пресс, 2007. 336 с. A.G. Merzhanov, A.S. Mukasyan. Solid Flames. Moscow, Torus Press Publishing House, 2007. 336 pages.

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Горение и взрыв», название проекта «Экспериментальное исследование явления микрогетерогенного горения, развитие теории этого процесса и разработка фундаментальных основ практических приложений».

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ, СТРУКТУРЫ, СОСТАВА И СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОДЛОЖКАХ ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП 718-ИД ПРИ ПРИМЕНЕНИИ СВС-ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Cr-Al-Si-B

Лебедев Д.Н. магистрант

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», г. Москва, nikolovich92@bk.ru*

Наиболее эффективным путем повышение ресурса и надежности ответственных деталей авиационной техники является нанесение на их рабочие поверхности многофункциональных защитных покрытий различными методами поверхностной инженерии.

К преимуществам технологии импульсного электроискрового легирования относится: высокая адгезия формируемых покрытий, возможность локальной обработки поверхности изделий, в том числе крупногабаритных, относительная простота реализации метода, отсутствие жестких требований к подготовке поверхности перед нанесением, высокая надежность оборудования. Технологический процесс нанесения покрытий относится к экологически чистым, характеризуется низким энергопотреблением, высокой рентабельностью и быстрой самоокупаемостью инвестиций.

Целью данной работы являлось изучение особенностей формирования электроискровых покрытий на подложках из никелевого сплава ЭП718 ИД при варьировании энергетическими режимами обработки, а также исследование структуры, состава и свойств сформированных покрытий.

В качестве электродных материалов (анодов) применяли жаростойкие сплавы системы Cr-Al-Si-B, изготовленные по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). В работе применялись 3 состава материалов: 62% CrB + 33% (Cr,Al)Si₂ + 5% Cr₅Si₃B_(X), 35% CrB + 26% Cr₅Si₃ + 39% Cr₄Al₁₁, 15% CrB + 4% (Cr,Al)Si₂ + 24 Cr₅Si₃ + 57% Cr₄Al₁₁.

В качестве материала катода использовали никелевый сплав ЭП 718-ИД (ХН45МВТЮБР-ИД), применяемый для изготовления деталей авиационной техники.

Формирование покрытий осуществляли на установке «ALIER-METAL 303», при варьировании энергетических режимов обработки (E=0,05 – 0,2 Дж).

Изучены особенности формирования покрытий на никелевых сплавах. Определены параметры электроискрового легирования (удельная и суммарная эрозия анода; удельный и суммарный привес катода; коэффициент переноса; порог хрупкого разрушения). Найден оптимальный режим обработки (I=120 А, f=3200 Гц, τ=20 мкс).

Проведен комплекс исследований структуры, фазового состава и свойств сформированных покрытий.

Установлено, что шероховатость сформированных покрытий (параметр Ra) зависит от состава применяемых электродных материалов, а также от энергетического режима обработки и составляет 2,9 – 8,5 мкм (на оптимальном режиме).

Выявлено, что в результате импульсной электроискровой обработки на установленном оптимальном энергетическом режиме на поверхности никелевого сплава формируются покрытия, характеризующиеся высокой сплошностью (до 100 %), толщиной до 30 мкм, микротвердостью до 5,2 ГПа.

Изучена жаростойкость сформированных покрытий. Выявлено, что при температуре 700 °С, минимальной скоростью окисления характеризуется образец с покрытием 62% CrB + 33% (Cr,Al)Si₂ + 5% Cr₅Si₃B_(x)- 2,06 г/см².

Преимущества покрытий более очевидны при увеличении температуры эксперимента до 950 °С. Наименьшей скоростью окисления 2,21 г/см² выявлен у образца 35% CrB + 26%Cr₅Si₃ + 39%Cr₄Al₁₁. При этом скорость окисления неупрочненного образца из ЭП718 составляла 5,47 г/см².

Изучено распределение элементов в покрытии. Показано, что средняя величина частиц (зерен) в покрытии не превышает 500 нм.

Применение жаростойких СВС-электродных материалов системы Cr-Al-Si-B перспективно для упрочнения деталей авиационной техники из никелевых сплавов.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ НА ОСНОВЕ NiAl ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ SiO₂, Al₂O₃ И 3Al₂O₃ – 2SiO₂.

*Сычев¹ А.Е., Вадченко¹ С.Г., Боярченко¹ О.Д., Ковалев¹ И.Д., Шукин¹ А.С.,
D. Vrel²*

¹ *Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, olgaboyarchenko@gmail.com*

² *Université Paris 13, Sorbonne Paris Cité, LSPM, UPR 3407-CNRS, 99 avenue J.-B. Clément, 93430 Villetaneuse, France*

Одним из наиболее перспективных направлений в области новых металлических материалов с высоким уровнем жаростойкости и термической стабильности, является создание интерметаллических сплавов в системе Ni-Al. Высокое сопротивление алюминидов на основе никеля против окисления явилось причиной их широкого применения в качестве защитных покрытий на деталях высокотехнологичных изделий авиационной техники и

энергетического машиностроения, в том числе на элементах газотурбинных установок и ракетных двигателей различного назначения. Металлокерамические материалы и покрытия на основе Ni-Al под воздействием основных эксплуатационных факторов (температуры, агрессивных сред, электрических потенциалов) не изменяют своих первоначальных свойств, и выполняют защитную роль. Модификация поверхности и введение дисперсно-упрочненных керамических фаз позволяет повысить эксплуатационные характеристики этих материалов особенно при температурах выше 600 °С. Для снижения высокотемпературной ползучести в интерметаллиды вводят высокодисперсные оксидные добавки. В этой связи разработка металлокерамических материалов с повышенными эксплуатационными свойствами и изучение их коррозионных и механических свойств является актуальной задачей и представляет практический интерес.

Данная работа посвящена поиску новых материалов, способных объединить в себе высокие пластические свойства и ударную вязкость металлов с высокой термостойкостью, твердостью и износостойкостью. Интерметаллидные соединения на основе Ni-Al имеют низкий удельный вес, хорошую термостойкость и сопротивление окислению. Оксидная керамика (SiO_2 , Al_2O_3 , $3\text{Al}_2\text{O}_3 - 2\text{SiO}_2$ муллит) обладает высокой длительной жаропрочностью. Объединение этих материалов в однородный композиционный материал может привести к объединению свойств интерметаллидов и керамики. Муллит успешно сочетается с оксидными и металлическими фазами. Интерметаллидные материалы на основе Ni-Al благодаря своей высокой реакционной способности, особенно в процессе СВС (реакция Ni и Al), могут быть удачно использованы как реакционные (реагирующие) компоненты при получении дисперсно-упрочненного металлокерамического материала в режиме СВС.

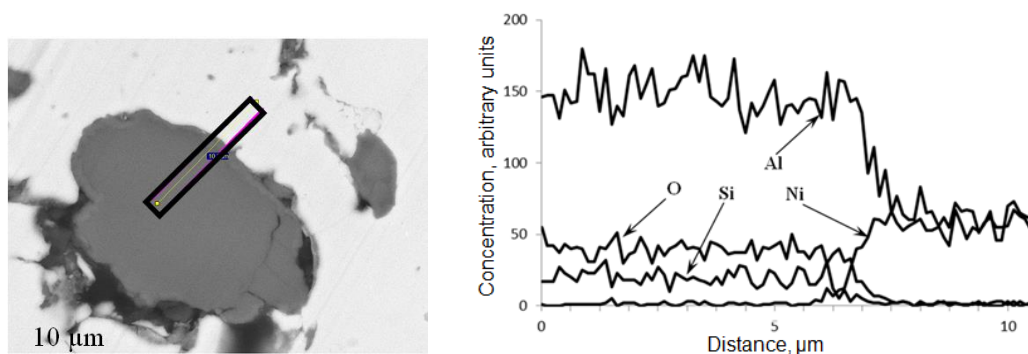


Рис.1. Микроструктура (а) и концентрационные профили (b) распределения элементов в зоне плотного контакта частицы муллита с интерметаллидной матрицей NiAl.

В результате исследований получены материалы на основе систем NiAl/ Al_2O_3 , NiAl/ SiO_2 и NiAl/($3\text{Al}_2\text{O}_3 - 2\text{SiO}_2$). Исследована структура полученных материалов, особое внимание уделено формированию переходной

зоны в области контакта дисперсных частиц и матрицы. На Рис.1 представлена микроструктура материала на основе $\text{NiAl}/(3\text{Al}_2\text{O}_3 - 2\text{SiO}_2)$ и концентрационный профиль распределения элементов на границе частицы муллита и матрицы.

Для каждой из выбранных систем исследованы закономерности перераспределения элементов и фазообразования в зависимости от количества вводимой добавки (от 10 до 30 вес.%).

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН №26 “Горение и взрыв” и проекта РФФИ-13-08-00171.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПАКТИРУЕМОСТИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ НИКЕЛЯ

***Тарасова Л.Г., студент Юдин А.Г. аспирант, Хайдаров Б.Б. студент,
Кузнецов Д.В. доцент***

***ФГАОУ ВПО Национальный Исследовательский Технологический
Университет Московский институт стали и сплавов, МКЛ
«Наноматериалы», г. Москва, luv89@yandex.ru***

Нанопорошки чистых металлов составляют значительную и все больше возрастающую долю общего объема производства. Порошок никеля может найти применение в катализе и материаловедении; в получении эластичного слоистого электропроводящего материала; получении мелкодисперсных покрытий на керамических, кварцевых, металлических, пластмассовых, композиционных изделиях любой сложности формы; в изготовлении конденсаторов; в электронной промышленности. Прессование нанопорошков является одним из обязательных этапов получения наноструктурированных материалов методами порошковой металлургии. Проблема компактирования нанопорошковых материалов, представляет значительный интерес, в первую очередь, в связи с развитием способов получения материалов с новыми свойствами. А также проблема заключается в плохой прессуемости нанопорошковых объектов, поскольку традиционные методы статического прессования не приводят к достаточно высокой плотности.

В данной работе представлены результаты моделирования процессов компактирования порошкового материала. Для получения наноструктурных образцов никеля были использованы: метод распылительного пиролиза аэрозолей, так же известный как спрей – пиролиз и метод химического осаждения в растворе. В результате с помощью данных методов были получены нанопорошки оксида никеля, представляющие собой полые сферы с

нормальным распределением по размерам наночастиц порошка. Следующим этапом было восстановление порошка оксида никеля в атмосфере водорода при разных температурах для оценки спекания частиц с увеличением температуры восстановления.

Далее проводилось получение компактов путем холодного динамического одноосного прессования. Метод холодного динамического одноосного прессования осуществляется в закрытых пресс-формах и является относительно простым по технологической реализации и универсальным для прессования изделий различной формы порошков любых составов. На рисунке 1 представлена типичная схема холодного одноосного прессования.

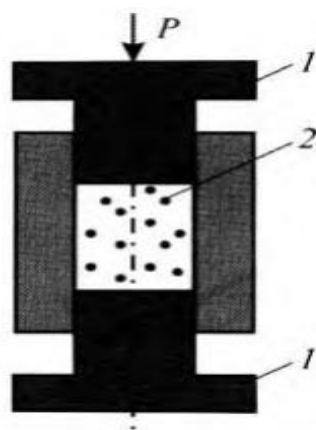


Рис.1. Холодное прессование: 1 – пуансон, 2 – порошок .

Чтобы изготовить образец достаточной плотности и с нанокристаллическими размерами зерна использовалась нагрузка от 3 до 10 тонн. Эта нагрузка является предельной для конструкционных материалов прессов и пресс-форм, и вследствие этих ограничений статическим прессованием из нанопорошков изготавливались монодельные образцы в виде таблеток диаметром 1 см, высотой 1-2мм.

Трение прессуемого материала о стенки пресс-формы приводит к анизотропии и неравномерности свойств изделия в различных направлениях, что может являться источником макродефектов в изделиях. Влияние сил трения уменьшается путем применения смазок (масло?). Применение смазок и пластификаторов улучшает равноплотность изделия и увеличивает срок службы пресс-форм.

Далее над полученными образцами, путем компактирования нанопорошка никеля проводились исследования:

- измерение плотности полученных компактов посредством гелиевой пикнометрии;
- исследование морфологии поверхности и излома компактируемого образца с помощью сканирующей электронной микроскопии.

НЕСТАЦИОНАРНЫЕ ДВУХТЕМПЕРАТУРНЫЕ МОДЕЛИ МАКРОКИНЕТИКИ

Быков В.И., Цыбенкова С.Б. молодой ученый

*Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, г. Москва,
vibykov@mail.ru, tsybenova@mail.ru*

Предлагается простейшая модель горения гетерогенных систем и выделены особенности таких процессов в системах типа «труба в трубе». Показано, что существует нелинейная обратная связь в системе «топливо–окислитель», которая определяет основные характеристики горения: условия зажигания, скорость и направление распространения фронта горения. При этом важно учитывать существенную нелинейность и нестационарность рассматриваемых процессов [1–7].

Процессы горения в общем случае характеризуются существенной нелинейностью, нестационарностью, сочетанием большого числа факторов – химическими и фазовыми превращениями, переносом тепла и массы и т.п. [1–6]. Мы здесь выделяем системы, которые структурированы в пространстве. С практической точки зрения зачастую важным является исследование особенностей горения в системах, в которых топливо и окислитель разделены. Например, поверх горючего материала находится окислитель, либо наоборот окислитель расположен внутри горючего вещества.

Для гетерогенной системы рассмотрим одномерную по пространству двухтемпературную модель теории горения (материальный и тепловой балансы)

для топлива:

$$V_c \frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial \ell} \left(\lambda_c \frac{\partial c}{\partial \ell} \right) + W_c(c, x, T_c), \quad (1)$$

$$\rho_c C_{pc} V_c \frac{\partial T_c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial \ell} \left(\lambda_{Tc} \frac{\partial T_c}{\partial \ell} \right) + W_{Tc}(c, x, T_c) + \alpha(T_x - T_c); \quad (2)$$

для окислителя:

$$V_x \frac{\partial x}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial \ell} \left(\lambda_x \frac{\partial x}{\partial \ell} \right) + W_x(c, x, T_x), \quad (3)$$

$$\rho_x C_{px} V_x \frac{\partial T_x}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial \ell} \left(\lambda_{Tx} \frac{\partial T_x}{\partial \ell} \right) + W_{Tx}(c, x, T_x) + \beta(T_c - T_x); \quad (4)$$

где c, x – векторы концентраций реагентов (топлива и окислителя); T_c, T_x – температура соответственно топлива и окислителя; W_c, W_x, W_{Tc}, W_{Tx} – функции скоростей превращения реагентов и тепловыделения; α, β – коэффициенты теплопередачи через границу топливо–окислитель; $\lambda_c, \lambda_x, \lambda_{Tc}, \lambda_{Tx}$ – коэффициенты переноса массы и тепла; t – время; ℓ – текущая длина; $\rho_c, \rho_x, C_{pc}, C_{px}$ – плотности и теплоемкости топлива и окислителя соответственно.

Система (1) – (4) должна быть дополнена начальными и краевыми условиями, например:

$$t = 0: \quad x = x^0(\ell), c = c^0(\ell), T_c = T_c^0(\ell), T_x = T_x^0(\ell), \quad 0 \leq \ell \leq \ell_k; \quad (5)$$

$$\ell = 0: \quad \frac{\partial x}{\partial \ell} = 0, \frac{\partial c}{\partial \ell} = 0, \frac{\partial T_c}{\partial \ell} = 0, \frac{\partial T_x}{\partial \ell} = a(T_{x0} - T_x);$$

$$\ell = \ell_k: \quad \frac{\partial x}{\partial \ell} = 0, \frac{\partial c}{\partial \ell} = 0, \frac{\partial T_c}{\partial \ell} = 0, \frac{\partial T_x}{\partial \ell} = b(T_{x0} - T_x), \quad 0 \leq t \leq t_k; \quad (6)$$

где функции $x^0(\ell), c^0(\ell), T_c^0(\ell), T_x^0(\ell)$ задают начальное состояние системы; равенства (6) отвечают условиям на входе и выходе.

В качестве примера рассмотрена модель трубчатого реактора идеального вытеснения с каталитическими стенками, на которых идет реакция окисления некоторого вещества A в соответствии с механизмом типа Ленгмюра-Хиншельвуда:



где Z – катализатор; ZA, ZO – промежуточные вещества на поверхности катализатора; $(ZA)^*$ – вторая форма адсорбированного вещества A . В схеме (7) стадия 4 является буферной – она, например, может характеризовать обмен поверхности и объема катализатора. Совместно с нелинейными стадиями 1–3 буферная стадия 4 дает возможность описать осцилляции скорости каталитических реакций окисления, например, на Pt [7].

При постоянной температуре кинетическая подсистема для (7) допускает множественность стационарных состояний и автоколебания. Это означает, что динамика системы в целом зависит от начальных данных и условий на входе. Например, если в кинетической подсистеме существуют автоколебания, то они в системе в целом при определенном соотношении теплофизических параметров могут индуцировать неустойчивость.

Расчеты проводились при значениях кинетических и теплофизических параметров: $k_1 = 2.5, k_{-1} = 1, k_2 = 1, k_{-2} = 0.1, k_3 = 10, k_4 = 0.0675, k_{-4} = 0.022, \varepsilon = 0.1, \nu = 0.1, T_x = 500$. При этом по длине реактора процесс окисления осуществляется в автоволновом периодическом во времени режиме. Пульсации профилей температуры и концентраций реагентов по времени и по длине существенно зависят от тепловой инерционности системы газ–твердое. Профили температур и концентраций периодически меняются так, что по длине бегут тепловые и концентрационные волны. Таким образом, кинетическая нестационарность приводит к нестабильности температуры стенок реактора, что, в свою очередь, определяет автоколебания профилей концентраций и температуры в газовой фазе.

Изменение скорости потока в газовой фазе существенно влияет на условия возникновения и исчезновения пульсаций скорости окисления на

каталитической стенке. Амплитуда и период колебаний в значительной степени определяются кинетическими параметрами, а характер изменения тепловых и концентрационных полей – условиями протока и теплофизическими характеристиками системы газ–твердое. Нестационарность каталитической стенки индуцирует нестационарность газовой фазы. И наоборот, условия организации потока в трубчатом реакторе определяют стабильность процессов на его каталитических стенках. Эта обратная связь носит нелинейный характер и при определенном сочетании термокинетических и физико-химических параметров может приводить к неустойчивости режимов горения рассматриваемой гетерогенной системы.

Приведенный пример показывает, что взаимодействие подсистем в гетерогенной системе носит существенно нелинейный характер, что может приводить в системе в целом к критическим явлениям: множественности стационарных состояний, автоколебаниям, автоволновым явлениям, характеризующимися пульсациями тепловых и концентрационных полей. В этом случае адекватными моделями, описывающими такую сложную динамику, должны быть двухтемпературные распределенные модели макрокинетики.

По сравнению с гомогенными системами гетерогенность (разделение топлива и окислителя в пространстве) дает дополнительную возможность пространственно-временной организации и управления процессами горения. При существенно разных коэффициентах теплопроводности материалов топлива и окислителя скорость распространения зоны горения определяются наименьшим значением λ_T .

Авторы благодарны академику А.Г. Мержанову за интерес к нашей работе и поддержку во многих наших начинаниях.

Список литературы:

1. Горение и взрыв. Выпуск 5. / Под ред. С.М. Фролова. М.: ТОРУС ПРЕСС. 2012. – 510 с.
2. Merzhanov A.G. Advances in Combustion Science: In honor of Ya.B. Zel'dovich. Progress in Astronautics and Aeronautics / Ed. W.A. Sirignano, A.G. Merzhanov, L. DeLuca. 1997. Vol. 173. P.37–59.
3. Мержанов А.Г. Процессы горения и синтез материалов. Черногоровка: Изд-во ИСМАН. 1998. – 512с.
4. Мержанов А.Г. Хайкин Б.И. Теория волн горения в гомогенных средах. Черногоровка: Изд-во ИСМАН. 1992. – 162с.
5. Мержанов А.Г., Быков В.И. // ФГВ. 2010. Т.39. №5. С. 65–70.
6. Мержанов А.Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. М.: ТОРУС ПРЕСС. 2007. – 336 с.
7. Быков В.И., Мержанов А.Г., Цыбенова С.Б.//ДАН. Т.450. №4. С. 423-427.

Работа частично поддержана РФФИ, грант № 12-01-00007-а (2012-2014гг).

СВС КОМПАКТНЫХ ПРЕКУРСОРОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ДИСПЕРСНОЙ, БЕЗЛИКВАЦИОННОЙ СТРУКТУРОЙ

Зайцева А.А студент

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, zaytseva.an@yandex.ru

Сплавы на основе интерметаллида TiAl являются перспективными материалами для современного двигателестроения, поскольку обладают высокой жаростойкостью, достаточно низкой плотностью и стабильностью свойств при высоких температурах. На сегодняшний день данные сплавы нашли широкое применение для литья лопаток газотурбинных двигателей, что позволяет повысить рабочую температуру газа и ресурс двигателя. Наибольший коммерческий интерес представляет узкий диапазон интерметаллидных сплавов на основе γ -TiAl.

Одним из перспективных способов получения таких сплавов является комбинированный способ, сочетающий в себе методы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), последующего фасонного литья и горячего изостатического прессования, так как позволяет получать сплавы на интерметаллидной основе с дисперсной безликвационной структурой и повышенным комплексом физико-механических свойств при комнатной и повышенной температурах.

Основной целью данной работы являлось получение методом СВС, в частности с использованием технологии силового СВС- компактирования, экспериментальных образцов сплавов на основе алюминида титана, в том числе легированных стабилизирующими добавками Nb, Mo и V и проведение их структурных исследований методами рентгеноструктурного фазового анализа, сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа.

Технологическая схема получения компактного образца состояла из последовательно проведенных операций смешения, дозирования, холодного брикетирования, силового СВС- компактирования, термической, механической и электроэрозионной обработки для получения конечного продукта.

В качестве смесительного оборудования для приготовления реакционных смесей из исходных порошковых компонентов использовали шаровую вращающуюся мельницу. Навески предварительно просушенных порошков делали в расчете на образование 100 % TiAl в одном случае, и Ti–43,5% Al–4% Nb–1% Mo–0,1% V (ат.%) в другом. Загрузка шихты осуществлялась в стальной барабан объемом 3 литра при соотношении $m_{\text{ших}}/m_{\text{шар}} = 1/6$. Смешивание проводилось в изопропиловом спирте при соотношении твердое - жидкость как 1:3 по объему. Продолжительность смешивания составляла 6

часов. Брикетирование проводилось на гидравлическом прессе в цилиндрической пресс-форме. Давление прессования подбиралось таким образом, чтобы относительная плотность брикета составляла 55-60 %. Спрессованный шихтовой брикет окружался сверху и снизу высокоэкзотермичной смесью порошков, состоящей из титана, углерода и бора, называемой «химической печкой» (ХП) в целях предварительного подогрева смеси. Синтез экспериментальных образцов производился на гидравлическом прессе с автоматическим управлением в цилиндрической песчаной реакционной пресс-форме.

Одной из важных задач данной работы являлась оптимизация технологических параметров процесса силового СВС- компактирования, а именно: времени задержки прессования, времени выдержки горячих продуктов синтеза под давлением и соотношение между массами слоев химической печки и реакционной смеси, которые позволяют получить качественные компактные материалы с минимальной остаточной пористостью.

Схема сборки брикета была выбрана трехслойной, когда шихтовой брикет сверху и снизу окружается ХП. В случае расположения слоя ХП с одной стороны (двухслойный брикет) в синтезированном образце с противоположной стороны от ХП образуется зона с повышенной пористостью в результате недогорания из-за больших потерь тепла. Проведенные структурные исследования также подтвердили, что в случае двухслойного брикета вследствие высоких теплотерь при перемещении фронта горения от ХП вглубь образца реакционной энергии не хватает для завершения процесса СВС, в результате чего полного фазообразования не происходит и отчетливо наблюдается кольцевая структура материала с фазами $TiAl$ и Ti_3Al и непрореагировавшего Ti (рис. 1 (а)). Со стороны ХП наблюдается двухфазная структура, причем при большом увеличении в 5000 крат можно заметить на некоторых зернах образование чередующихся ламелей, которые обычно преобразуются из дуплексной структуры в ламеллярную после термической обработки.

При трехслойной схеме сборки брикета при проведении ультразвукового исследования и дальнейшей резки образца внутри было обнаружено расслоение, что связано со сверхадиабатическим режимом горения. По результатам сканирующей электронной микроскопии видно, что несмотря на расслоение успевает завершиться фазообразование и выровняться состав интерметаллидных слоев (рис. 1 (б)). И так как полученный алюминид титана является прекурсором для дальнейшего изготовления жаропрочных материалов, то расслоение внутри образца не оказывает большого влияния на получение материала заданных свойств. Таким образом, трехслойная схема брикетирования является наиболее успешной для изготовления компактных заготовок.

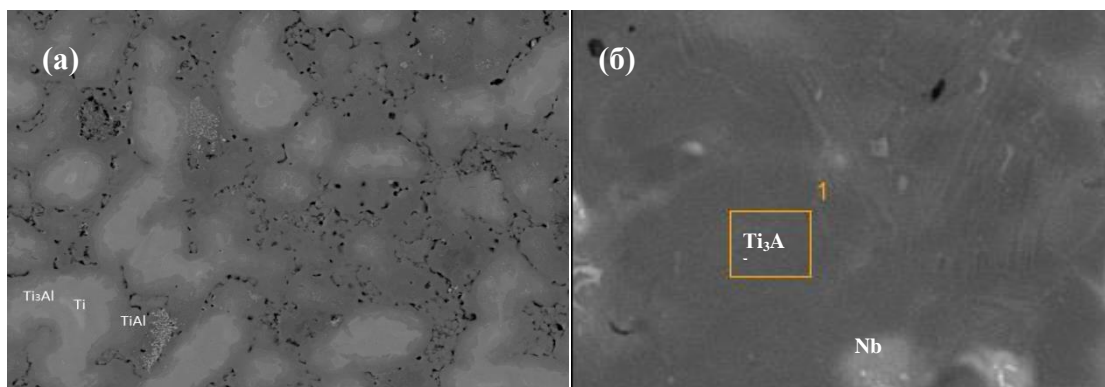


Рис. 1. Микроструктура поперечного шлифа образца сплава: (а) TiAl; (б) TiAlNbMoV.

При оптимизированных времени выдержки и задержки было установлено, что скорость горения смеси прямо пропорционально зависит от количества ХП, уменьшаясь при сокращении количества ХП.

В работе определена гидростатическая плотность, рассчитана относительная плотность и остаточная пористость, а также рентгеновская плотность по данным рентгенофазового анализа. Результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Свойства компактных материалов.

Состав	Гидростатическая плотность г/см ³	Относительная плотность	Остаточная пористость, %	Рентгеновская пористость, %
TiAl	3,20	0,95	5,20	18,8
TiAlNbMoV	3,22	0,90	9,98	22,8

Результаты качественного РФА показали, что как в составе образца рассчитанного на получение 100 % фазы TiAl, так и легированного добавками присутствуют два четко различимых интерметаллида – TiAl и Ti₃Al. Но во втором случае увеличилась массовая доля фазы Ti₃Al и составила 55% вес. Количественное содержание фазы Ti₃Al зависит от наличия легирующих элементов, так как добавки Nb, Mo и V затрудняют диффузию Al в процессе синтеза. Кроме того, легирующие добавки оказывают влияние на размер зерна структурных составляющих, модифицируя структуру сплавов.

МЕТОД РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИМ ЭЛЕМЕНТОМ И УЗЛОМ ДИСТАНЦИОНИРУЮЩЕЙ РЕШЕТКИ

Гусев М.П. аспирант, Данилов В.Л. проф., д.т.н.

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,
г. Москва, gusev.m.p@yandex.ru, vldanilov@mail.ru

Тепловыделяющие элементы (ТВЭлы) и дистанционирующая решетка (ДР) являются элементами тепловыделяющей сборки (ТВС) атомного реактора. ТВЭлы собраны в пучок, имеющий в сечении шестигранный вид. По всей длине пучка ТВЭлы закреплены в узлах дистанционирующей решетки (рис. 1) посредством натяга. В пучок также входят направляющие каналы, необходимые для контроля ядерной реакции. Крепление направляющих каналов в узлах дистанционирующей решетки осуществляется за счет сварки, что придает необходимую жесткость конструкции ТВС [1].

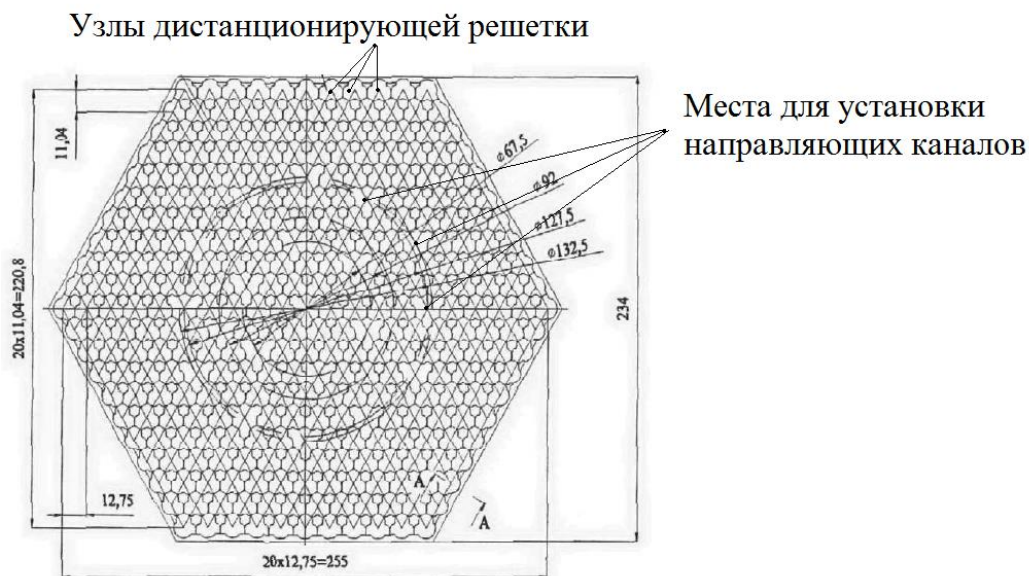


Рис. 1. Дистанционирующая решетка.

Однако, в процессе работы реакторной установки создаются условия (высокая температура и нейтронное облучение), при которых возникает ослабление всех нагруженных соединений, в том числе, ослабление натяга между ТВЭлами и ячейками дистанционирующей решетки. Это явление негативно сказывается на жесткости конструкции всей ТВС в целом.

Исследование влияния ослабления натягов на жесткость конструкции ТВС является актуальной задачей, поскольку снижение жесткости конструкции ТВС непосредственно влияет на безопасность и надежность реакторной установки.

Однако, решение задачи влияния ослабления натягов на жесткость конструкции ТВС невозможно без анализа релаксации контактного взаимодействия между ТВЭлом и дистанционирующей решеткой. В свою очередь решение задачи релаксации включает в себя решение контактной задачи между ТВЭлом и ячейкой ДР.

В настоящей работе рассматривается метод решения задачи контактного взаимодействия ТВЭла и ячейки ДР.

Контактное взаимодействие ТВЭла и узла дистанционирующей решетки происходит по трем поверхностям (рис. 2).

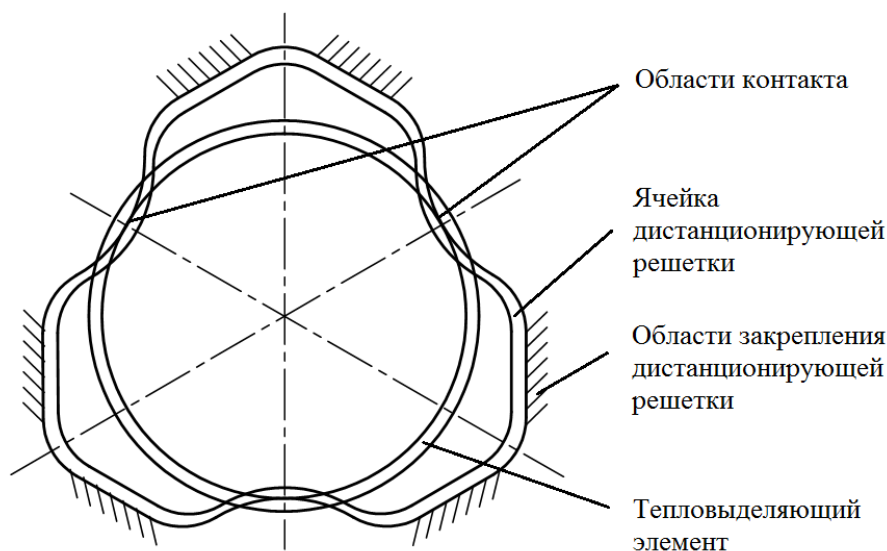


Рис. 2. Схема контактного взаимодействия тепловыделяющего элемента и дистанционирующей решетки.

Задача контактного взаимодействия решается в трехмерной постановке методом конечных элементов. Закрепление узла дистанционирующей решетки происходит по шести областям, что является имитацией сварки ячеек друг с другом.

Решение задачи релаксации контактного взаимодействия проводится пошаговым альтернирующим методом Шварца [2,3]. Суть этого метода сводится к разделению решений для ТВЭла и узла ДР.

На первом шаге задаются ориентировочные перемещения узлов контактных областей для ТВЭла и ячейки ДР, которые являются кинематическими граничными условиями. Далее отдельно решаются уравнения метода конечных элементов для ТВЭла и для ячейки ДР. В результате решения определяются силы в контактных узлах ТВЭла и ячейки ДР.

На втором шаге на основе определенных узловых сил $\vec{f}_{i, \partial p}^{n-1}$ и $\vec{f}_{i, m\partial}^{n-1}$, где i - номер узла, n - номер итерации, по формулам

$$\begin{aligned}\vec{f}_{i, \partial p}^n &= \vec{f}_{i, \partial p}^{n-1} - \alpha_f \left(\vec{f}_{i, \partial p}^{n-1} + \vec{f}_{i, m\epsilon}^{n-1} \right), \\ \vec{f}_{i, m\epsilon}^n &= \vec{f}_{i, m\epsilon}^{n-1} - \alpha_f \left(\vec{f}_{i, \partial p}^{n-1} + \vec{f}_{i, m\epsilon}^{n-1} \right),\end{aligned}$$

где, α_f - итерационный параметр, определяются узловые силы $\vec{f}_{i, \partial p}^n$ и $\vec{f}_{i, m\epsilon}^n$, которые являются силовыми граничными условиями для контактных областей на текущем расчетном шаге. Далее снова решаются уравнения метода конечных элементов отдельно для ТВЭла и ячейки ДР.

Результат решения - это определенные узловые перемещения $\vec{u}_{i, \partial p}^n$ и $\vec{u}_{i, m\epsilon}^n$.

На третьем шаге снова задаются кинематические граничные условия, причем новые перемещения определяются на основе предыдущих по формулам

$$\begin{aligned}\vec{u}_{i, \partial p}^{n+1} &= \vec{u}_{i, \partial p}^n - \alpha_u \left(\vec{u}_{i, \partial p}^n + \vec{u}_{i, m\epsilon}^n \right), \\ \vec{u}_{i, m\epsilon}^{n+1} &= \vec{u}_{i, m\epsilon}^n - \alpha_u \left(\vec{u}_{i, \partial p}^n + \vec{u}_{i, m\epsilon}^n \right),\end{aligned}$$

где α_u - итерационный параметр для определения перемещений.

Решение продолжается до тех пока, контактные силы в узлах ТВЭла и ячейки ДР не сравняются друг с другом и точно не выполнится соотношение между перемещениями

$$\vec{u}_{i, \partial p}^n + \vec{u}_{i, m\epsilon}^n = \delta_i,$$

где δ_i - это исходное расстояние между контактными узлами ТВЭла и ячейки ДР.

Таким образом, метод решения задачи контактного взаимодействия ТВЭла и ячейки ДР сводится к последовательному решению линейных упругих задач методом конечных элементов отдельно для двух тел.

К достоинству предложенного метода решения можно отнести возможность сведения геометрически нелинейной контактной задачи к решению двух линейных задач. Однако очевидным недостатком метода является зависимость сходимости решения задачи к точному от итерационных параметров α_f и α_u .

Список литературы:

1. Активные зоны ВВЭР для атомных электростанций / В.Д.Шмелев, Ю.Г.Драгунов, В.П.Денисов и др. - М.:ИКЦ "Академкнига", 2004. - 220 с.
2. Станкевич И.В. Численное решение контактных задач с учетом деформации ползучести // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Естественные науки. - 2012. - Вып. №4. - С. 145-153.
3. Станкевич И. В., Яковлев М. Е., Си Ту Хтет. Математическое моделирование контактного взаимодействия упругопластических сред // Наука и образование.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ МОРФОЛОГИИ И СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НАНОПОРОШКОВ ОКСИДА НИКЕЛЯ ОТ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТОДОМ РАСПЫЛИТЕЛЬНОГО ПИРОЛИЗА

***Хайдаров¹ Б.Б. студент Юдин¹ А.Г. аспирант, Лысов² Д.В. инженер,
Кузнецов¹ Д.В. доцент***

***¹⁻ ФГАОУ ВПО Национальный Исследовательский Технологический
Университет Московский институт стали и сплавов, г. Москва,
bekzod1991@mail.ru***

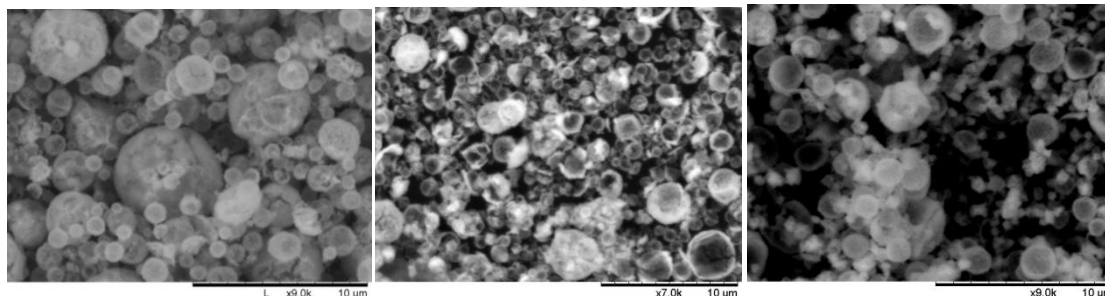
***²⁻ ФГАОУ ВПО Национальный Исследовательский Технологический
Университет Московский институт стали и сплавов, МКЛ
«Наноматериалы», г. Москва***

Метод спрей – пиролиза является перспективным, высокопроизводительным и простым в аппаратном оформлении. Данный метод заключается в получении высокодисперсного аэрозоля раствора соли, который газом носителем затягивается в реактор трубчатой печи, где и происходит разложение соли с образованием порошка, состоящего из наноструктурированных микросфер. Полученные микросферы обладают поллой структурой и укладываются в узкое распределение по размерам в диапазоне 2 – 7 мкм. Стенки микросфер состоят из наночастиц размером 5 – 10 нм, которые скреплены между собой. Методом спрей - пиролиза так же возможно получение наноструктурных композиций, состоящих из оксидов разных металлов. Изменяя различные параметры процесса или свойства прекурсора, возможен контроль структуры конечного продукта. К параметрам процесса можно отнести частоту распыления, скорость газа носителя, температуру реактора, а к свойствам прекурсора вязкость и поверхностное натяжение.

Целью данной работы являлось изучение изменения структурных особенностей микросфер оксида никеля, полученного методом спрей – пиролиза при изменении температуры процесса и добавлении диспергирующей добавки.

Для рассмотрения влияние диспергирующей добавки в исходном растворе нитрата никеля растворялась добавка хлорида натрия. Исследование полученных образцов проводилось методами электронной микроскопии, термогравиметрии, низкотемпературной адсорбции азота и рентгеновской дифракции. Исследования показали, что добавление хлорида натрия к нитрату

никеля значительно изменяет структуру полученных микросфер. Происходит уменьшение их среднего размера до 2 – 3 мкм. Помимо уменьшения диаметра микросфер изменяется и размер наночастиц оксида никеля. При удалении хлорида натрия из структуры микросфер замечено их значительное разрушение с одновременным увеличением удельной поверхности.



а)

б)

в)

Рис.1. Микрофотографии образцов а) NiO, б) NiO + 10 % NaCl, в) NiO + 30% NaCl.

Результаты, полученные в процессе исследования влияния диспергирующей добавки хлорида натрия на структуру микросфер оксида никеля, представлены в табл. 1.

Таблица 1. Результаты исследований.

Образец	Средний размер микросфер, мкм	Удельная поверхность, м ² /г	Средний размер блока, нм
NiO	6 - 7	33	20
NiO + 10 % NaCl	2 - 3	52	15
NiO + 30% NaCl	2 - 3	63	13

Исследование влияния температуры пиролиза на структуру конечного продукта проводилось на чистом нитрате никеля. Диапазон температур варьировался от 750 °С до 1100 °С с шагом 50 °С. Микроструктура полученных образцов была изучена методом сканирующей электронной микроскопии. При сравнительно низких температурах образцы состоят в большей степени из осколков сфер, цельные сферы встречаются редко и имеют деформации, но начиная с 950 °С образцы представляют собой порошки, состоящие из микросфер разного размера. Так же установлена закономерность между средним размером областей когерентного рассеяния и температурой пиролиза.

Работа выполнена под руководством доцента, к.т.н. Кузнецова Д. В. и аспиранта Юдина А.Г.

ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИММОБИЛИЗАЦИИ РАО МЕТОДОМ СВ-СИНТЕЗА

Исаченко Д.С., Кузнецов М.С., Семенов А.О., Чурсин С.С. молодой ученый

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Физико-технический институт, Томск, chursinss@tpu.ru*

Иммобилизация радиоактивных отходов методом самораспространяющегося синтеза является одним из перспективных направлений развития твердопламенного горения в области ядерных технологий. Однако при использовании ядерных материалов возникают очень жесткие требования ко всем технологическим процессам и остальным материалам, подвергающимся радиоактивному влиянию.

В настоящее время ведется изучение возможности и отработка технологии иммобилизации радиоактивных отходов методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВ-синтеза).

В данной работе представлены результаты по изучению влияния давления прессования заготовки на ее плотность до проведения СВ-синтеза.

Плотность получаемой матрицы, в которую будут упаковываться радиоактивные отходы, имеет большое значение, так как к матрицам предъявляются такие требования как устойчивость к физико-химическому вымыванию в условиях длительного захоронения.

В качестве исследуемой системы, используемой как матрица, выбрана смесь Ni-Al, так как получаемое соединение NiAl отвечает первичным требованиям, предъявляемым к матричным материалам. Для имитации радиоактивных отходов к матрице добавлялся оксид вольфрама, который очень близок по своим физико-химическим свойствам к основному составляющему радиоактивных отходов оксиду урана.

Для проведения лабораторных экспериментов выбрана следующая схема: исходные элементы смешивались до однородного состояния шихты, затем прессовались в цилиндрическую заготовку диаметром 20 мм. После этого производилось вычисление плотности полученной заготовки косвенным методом по измерениям массы и объема.

На рисунке 1 показана зависимость плотности заготовки от давления прессования при количестве исходных элементов WO₂, Ni, Al от массы исходной шихты 70%, 20%, 10% соответственно.

Как видно из графика плотность получаемой заготовки носит нелинейный характер зависимости от плотности прессования, и при увеличении давления прессования приближается к своему максимальному значению.

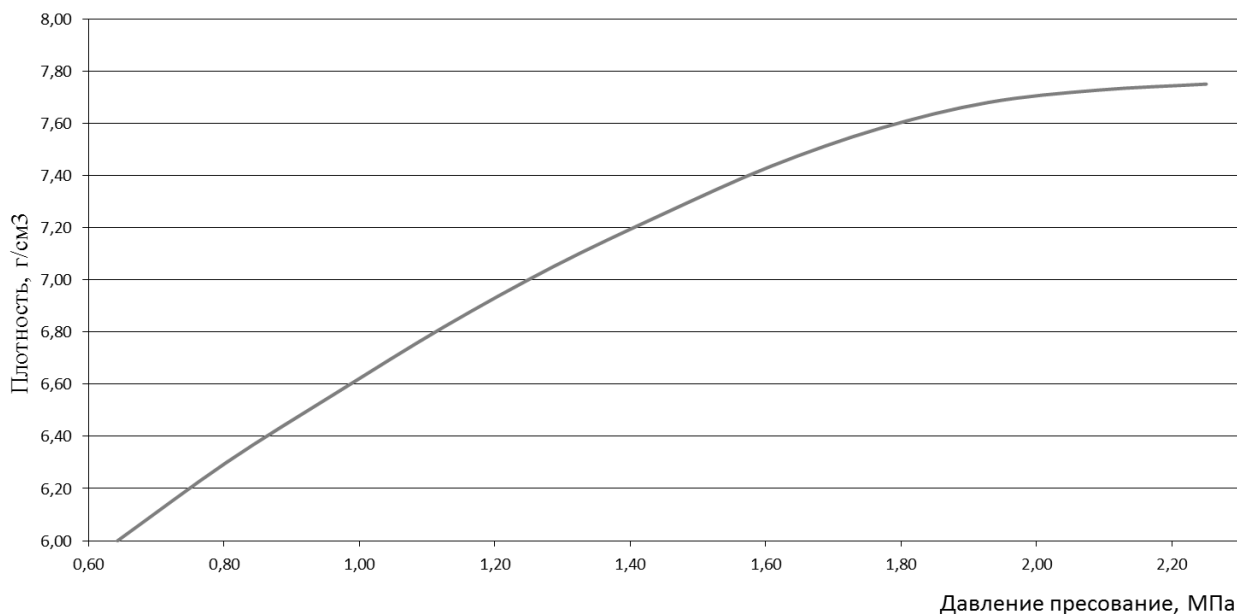


Рис. 1. Зависимость плотности заготовки от давления прессования.

Плотность современных материалов используемых для иммобилизации лежит в интервале от 2 до 8 г/см³. Полученная нами матрица заполненная имитатором радиоактивных отходов имеет плотность 6-8 г/см³.

Следовательно, имеется возможность подбора наиболее подходящей плотности исходной шихты, при которой получаемая матрица будет наиболее стойкая к физико-химическим процессам вымывания, а так же дальнейшего изучения возможности иммобилизации методом СВ-синтеза.

Список литературы:

1. Исаченко Д.С., Кузнецов М.С., Семенов А.О., Чурсин С.С., Демянюк Д.Г., Долматов О.Ю. Современные методы получения матричных материалов для иммобилизации радиоактивных отходов./ Известия высших учебных заведений. Физика, 2013. – т. 56 – №4/2 – с.124-128.

ПОЛУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В СИСТЕМЕ Cr-Al-Si-B МЕТОДОМ СВС ДЛЯ ОСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЙ, СТОЙКИХ К ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ОКИСЛЕНИЮ

*Потанин¹ А.Ю., Погожев¹ Ю.С., Левашов¹ Е.А., Кочетов^{1,2} Н.А.,
Ковалев² Д.Ю.*

*¹- Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН, г. Москва,
a.potanin@inbox.ru*

*²- Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, г. Черноголовка*

В промышленности имеется большой объем объектов, которые подвергаются в процессе эксплуатации воздействию высоких температур и износу. Это, прежде всего режущий инструмент, детали авиационных двигателей и газовых турбин. Эффективным способом защиты поверхности ответственных узлов и механизмов является нанесение на их поверхность износостойких и жаростойких наноструктурных покрытий, работающих без сквозного окисления при температурах вплоть до 1500 °С. Обеспечение заданного уровня свойств может быть достигнуто путем использования в технологии магнетронного напыления композиционных мишеней-катодов на основе боридов, силицидов и алюминидов хрома.

Работа посвящена экспериментальным исследованиям процесса СВС композиционных материалов в системе Cr-Al-Si-B, состав которых рассчитывался по формуле $50\%Cr_5Si_3 + (50-X)\%CrB_2 + X\%Cr_4Al_9$, где X – параметр зашихтовки, принимающий значения в интервале от 15 до 40%.

Исследовано влияние начальной температуры процесса и состава исходных реакционных смесей на кинетику горения. Увеличение параметра X способствует снижению температуры и скорости горения, что связано с большим тепловыделением при протекании химической реакции образования борида хрома по сравнению с образованием алюминида хрома.

Для состава X=15 % изучалась стадийность структурно-фазовых превращений методом динамического рентгеноструктурного анализа и методом закалки фронта горения в медном клине с последующим проведением электронно-микроскопического и микрорентгеноспектрального анализа характерных участков фронта горения. Это позволило представить динамику структурных превращений в волне горения. В первую очередь образуется борид хрома, а фазы на основе силицида и алюминида хрома образуются позже, в зоне догорания. Для каждого из исследуемых составов рассчитаны значения эффективной энергии активации процесса горения, которые оказались в диапазоне 110÷290 кДж/моль. Данные значения свидетельствуют о ведущей роли массопереноса реагентов через газовую фазу или образующийся расплав.

Компактная керамика была получена по технологии силового СВС-компактирования. Фазовый состав продуктов синтеза несколько отличается от расчетного и включает в себя химические соединения CrB , Cr_5Si_3 и $\text{Cr}_4\text{Al}_{11}$. При этом в продуктах синтеза из смеси при $X=15\%$ основу помимо борида хрома также составляет тройное соединение $(\text{Cr,Al})\text{Si}_2$. В работе проведены комплексные исследования структуры, физико-механических свойств и жаростойкости полученных материалов. С уменьшением параметра X от 40 до 15%, растет доля боридной фазы, уменьшается остаточная пористость, растет скорость звука, а твердость имеет зависимость с характерным максимумом при $X=30\%$. Кроме того, полученные материалы обладают высокой стойкостью к высокотемпературному окислению при $T = 1000\text{ }^\circ\text{C}$, равной $(1,1\div 5,1)\times 10^{-5}\text{ г/м}^2\cdot\text{с}$.

ФЕРРИТ $\text{NiMn}_x\text{Fe}_{2-x}\text{O}_4$: СИНТЕЗ, АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И МОРФОЛОГИИ

Дмитриев Т.П. магистр, Бусурин С.М., Ковалев И.Д., Сычев А.Е.

ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка, timur.dmitriyev@yahoo.com

Полупроводниковые сенсоры на основе оксидов металлов широко востребованы в разных областях промышленности и быту. Практическое применение адсорбционных сенсоров обусловлено их низкой стоимостью и коммерческой рентабельностью. Необходимо отметить, что полученные данные и характеристики синтезированных материалов подтверждают значение феррита, как материала, имеющего перспективы использования в датчиках взрывоопасных концентраций метана. Это объясняется тем, что газочувствительность оксидов обуславливается адсорбцией детектируемого газа на поверхности сенсорного слоя материала. Величина удельной поверхности в данном случае очень важна, так как является определяющим фактором адсорбции, и которая существенно зависит не только от химического состава адсорбента, но и от параметров его составляющих.

В данной работе были синтезированы и исследованы следующие образцов: составы без чистого порошка железа и с участием чистого Fe, синтезированные методами печного синтеза и СВС, соответственно. Порошки смешивались в заданных соотношениях. Для получения заданного состава феррита ($\text{NiMn}_x\text{Fe}_{2-x}\text{O}_4$) в исходную смесь оксидов вводился порошок MnO с пересчитанной мольной долей Fe_2O_3 . Для всех экспериментов образцы прессовались на гидравлическом ручном прессе под действием силы в 80

кг/см². Прессованные таблетки представляли собой цилиндры правильной формы с диаметром 15 мм и высотой 20 мм – для СВС и диаметром 25 мм и толщиной 5 мм – для печного синтеза. В результате, был получен ряд составов с величиной x от 0 до 1.0 с шагом 0.2. Для гомогенизации состава полученных систем проводился соответствующий отжиг при 1070 К в течении 1 часа. Методами рентгенофазового анализа установлено, что параметр решетки a возрастает с увеличением содержания марганца в полученном феррите никеля. Плавное возрастание от 0.854 нм на 0.02 нм происходит на интервале $x=0.2-0.4$, при дальнейшем росте x имеет место резкий линейный подъем a . Данный эффект вероятно связан с замещением ионами Mn ионов железа Fe³⁺ в структуре феррита, а при больших значениях x , ионов Fe²⁺. Помимо структурных изменений в феррите никеля, замещение ионами марганца вызывает морфологические изменения порошка продукта. Отмечено, что при увеличении содержания марганца частицы феррита теряют характерную округлую чешуйчатую форму и приобретают вид крупных блоков с неправильной огранкой. При этом средний размер возрастает от 7-10 мкм при $x=0$ до 30 мкм при $x=1.0$, притом, что дробление в планетарной мельнице в течение 1 часа и последующий просев дает довольно узкое распределение в пределах 12 мкм. Методами вторичной ионной масс-спектрометрии исследовано ионное распределение на шлифованной поверхности образцов площадью 500x500 мкм. Установлено, что образцы полученные печным синтезом имеют более равномерное распределение ионов Fe, Mn, Ni в сечении образца, тогда как образцы, полученные СВС имеют области повышенной концентрации Mn и Ni на фоне Fe. Вероятно, это связано с существенной скоротечностью процесса, т.к. при гомогенизирующем отжиге неоднородность ионного состава исчезает, что подтверждается рентгенофазовым анализом.

Работа поддержана Советом по грантам Президента РФ МК-3195.2012.8.

О ФОРМЕ ПОВЕРХНОСТИ ЖИДКОСТИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ ВРАЩЕНИЯ КЮВЕТЫ

Аллаяров¹*Р.С. школьник, Коновалихин*²*С.В.*

¹- *МОУ СОШ №75, г. Черноголовка;*

²- *ИСМАН, г. Черноголовка*

Цель работы. Описание формы поверхности жидкости при различных скоростях вращения кюветы с помощью математических формул.

Методика эксперимента. Для исследования вращательного движения жидкости (в данном случае воды) в кювете был использован комплект

приборов L-micro. Исследуемая жидкость была окрашена в красный цвет. Для измерения частоты вращения были использованы секундомер и компьютерный измерительный комплекс. Вид экспериментальной установки показан на рисунке 1. Эксперименты проводились при комнатной температуре и при комнатном освещении.

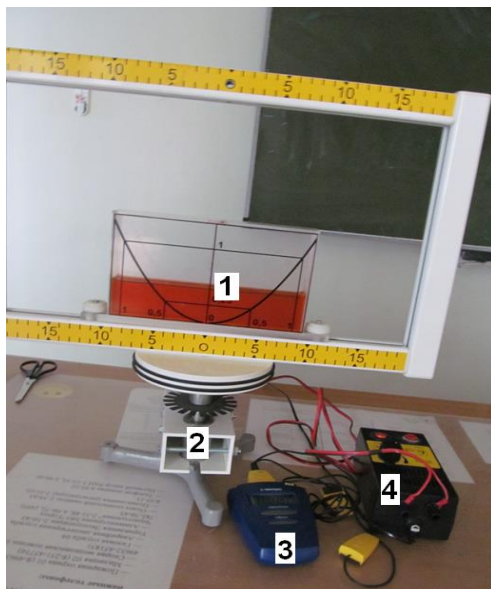


Рис. 1. Установка для визуального осмотра формы поверхности жидкости при вращении кюветы. Обозначения: (1)- кювета, (2)- вращающий двигатель, (3)- секундомер, (4)- блок питания.

Результаты эксперимента. В ходе визуального наблюдения за формой поверхности жидкости было обнаружено, что она при всех частотах вращения кюветы принимает форму параболы. Для описания зависимости поверхности жидкости от частоты вращения была построена система координат с началом в левом нижнем крае кюветы и с осями, параллельными сторонам кюветы. Определялись 3 точки: точка пересечения параболы с осью ординат с учетом подъема минимального значения функции, точка минимального значения функции и произвольная точка параболы. Полученные экспериментальные точки хорошо согласуются с квадратным уравнением $y=ax^2+bx+c$ (1), где x и y – абсцисса и ордината точки, a и b соответственно старший и средний коэффициенты, а c – свободный член. Анализ полученных данных показал, что коэффициенты a (Рис.2) и b (Рис.3) зависят нелинейным образом от частоты вращения кюветы.

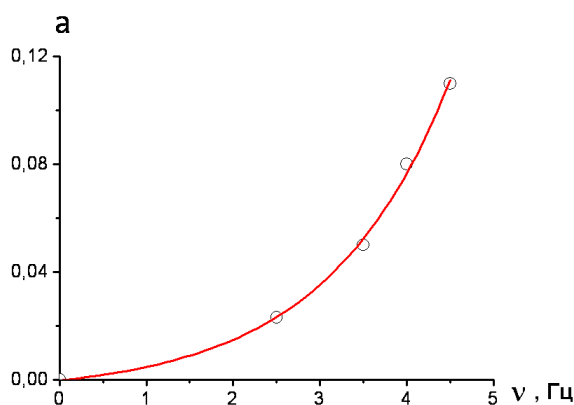


Рис.2. Зависимость старшего коэффициента (а) в уравнении (1) от частоты вращения кюветы (ν).

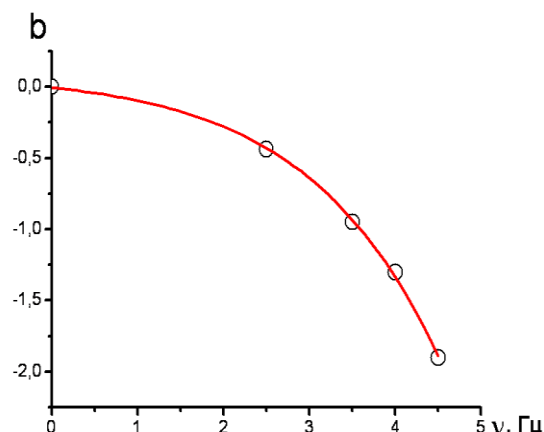


Рис.3. Зависимость старшего коэффициента (b) в уравнении (1) от частоты вращения кюветы (ν).

Вывод. Показано, что форма поверхности жидкости зависит от частоты вращения нелинейным образом. Установлено, что поверхность жидкости меняется в зависимости от частоты вращения и принимает форму параболы. Предложен способ описания формы жидкости и составлено уравнение поверхности для различных частот.

ИЗУЧЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВОСПЛАМЕНЕНИЯ ВОДОРОДО-ВОЗДУШНЫХ СМЕСЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ХИМИЧЕСКИХ И ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИМЕСЕЙ

Балаян Г.В.** аспирант, **Азатян В.В.**, **Сайкова Г.Р.**, **Пугачев Д.В.

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, г.Черноголовка, gevorg_balayan@mail.ru*

Длительное время, было принятым считать, что разветвлено-цепной механизм в горении играет заметную роль только при давлениях в сотни раз ниже атмосферного. При атмосферном давлении и повышенных давлениях роль реакционных цепей игнорировалась и отрицалась. Химический процесс горения газов при атмосферном давлении представляли в виде одностадийной реакции с использованием соответствующих математических выражений. Поскольку скорость таких реакций может возрастать только в результате повышения температуры, то единственным фактором самоускорения процесса считали саморазогрев. Закономерности горения при атмосферном давлении, в том числе, концентрационные пределы распространения пламени (КПРП) считали результатом только конкуренции тепловыделения и теплоотвода.

Цель нашей работы представить результаты изучения влияния химически активных и инертных примесей на концентрационные пределы распространения пламени водородо-воздушных смесей при атмосферном давлении. Обсуждается зависимость эффективности влияния присадок от их термических свойств и от механизма воздействия на процесс горение. Обращено внимание на то, что ингибирование горения является однозначным показателем нереальности модели одностадийной реакции, принятой за основу в теории теплового горения.

Актуальность исследований горения и взрыва газов определяется как новыми проблемами теории этих процессов, так и все более широким использованием их в технике. Поскольку горение является химическим процессом, то химические методы воздействия на его закономерности, учитывающие особенности механизма реакции, должны быть весьма эффективными. Особенно это относится к цепным процессам.

Реакцию горения проводили в замкнутом цилиндрическом реакторе из нержавеющей стали диаметром 12.6 см и высотой 25.2. Рабочие смеси составляли в самом реакторе по парциальным давлениям компонентов. Начальные давление и температура смесей были равны 1,0 бар 293 К соответственно. Смеси зажигали с помощью искры между электродами, смонтированными у нижнего конца реактора.

Воспламенение регистрировали по появлению пиков на осциллограммах давления и хемиллюминесценции, а также по падению давления смеси после завершения горения. Отсутствие хемиллюминесценции и изменение давления после иницирующей искры служили показателями отсутствия воспламенения. Режим взрыва, характеризующийся кратковременным скачком давления после иницирования с острым, высоким пиком на осциллограмме, регистрировали также по звуковому эффекту–щелчку.

В работе показано, что разбавители слабо влияют на горение, совместно же с ингибитором они проявляют неаддитивный характер, вызванный экспоненциальной зависимостью скорости цепной реакции от концентраций реагентов.

Важным следствием данной работы является установленный синергитический эффект, при котором суммарное воздействие разбавителя и ингибитора на сужение области воспламенения изучаемой смеси больше, чем влияние этих же компонентов смеси по отдельности.

Список литературы:

1. Семенов Н.Н. // Развитие теории цепных реакций и теплового воспламенения. М.; 1969. 95с.
2. Lewis B., Von Elbe G. // Combustion, Flames and Explosions in Gases. Academic Press. New–York, London, Tokio. 1987. 739p. Third edition.
3. Варнатц Ю., Маас У., Дибба Р. // Горение. Физические и химические аспекты, моделирование, эксперименты, образование загрязняющих веществ. 2003. М.; Физмат лит. 351 с.
4. Азатян В.В. // Кинетика и катализ. 1996. Т. 37. № 4. С. 512.

О ВОЗМОЖНОСТИ АЗОТИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗА МЕТОДОМ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

Алымов М.И., Петров Е.В. молодой ученый, Капустин Р.Д.

*ФГБУН Институт структурной макрокинетике и проблем
материаловедения РАН, г. Черноголовка, petrow-ewgeni@mail.ru*

В последние годы возрос интерес к высокоазотистым легированным коррозионно-стойким сталям. Одним наиболее важным преимуществом этих сталей по сравнению с традиционными сталями является их более высокая прочность. Легирование сплавов на основе железа азотом, который обладает сильной способностью стабилизировать аустенит, позволяет уменьшить в нержавеющей сталях содержание аустенитообразующих элементов – никеля и марганца в 1,5 – 2 раза. Введение азота в стали позволяет не только повышать их прочность и экономить легирующие элементы, но и решать экологические проблемы. Однако процесс легирования сталей азотом включает длительное время (~20 – 80 часов) химико-термической обработки стальных изделий в аммиаке при температурах 500 °С и выше. Это приводит к большим энергозатратам в промышленном производстве, а также может привести к нежелательным структурным изменениям в обрабатываемой детали.

В литературе в последнее время значительно возросло число публикаций, посвященных различным методам азотирования железа в нано- и микроразмерном состоянии, включая нанопорошки, микропорошки и массивные материалы с пластически-деформированным нанокристаллическим приповерхностным слоем, что свидетельствует об интенсивном поиске решения уменьшения температуры процесса и существенного сокращения его продолжительности. Нитриды железа характеризуются уникальным сочетанием высокой прочности, износо- и коррозионной стойкости и магнитных свойств, что делает привлекательным использование азотированных порошков железа во многих технологических приложениях.

Экспериментальные исследования по азотированию порошков железа проводят следующими методами: печной синтез; СВС, заключающийся в локальном инициировании реакции и далее самопроизвольном распространении зоны реакции по веществу; азотирование в режиме фильтрационного горения при спутном продуве азота, когда направление продува и направление распространения зоны реакции совпадают.

Настоящая работа посвящена исследованию возможности азотирования порошкового железа методом ударно-волнового нагружения. Методика экспериментов предусматривает взрывное нагружение порошкового железа в среде аммиака в металлической ампуле сохранения. По результатам работы планируется разработка основ технологии синтеза азотированных порошков на основе железа и их консолидации взрывом для получения азотистых сталей, в том числе нанокристаллических.

ПРИМЕНЕНИЕ ПОТЕНЦИАЛЬНО-ПОТОКОВОГО МЕТОДА К МОДЕЛИРОВАНИЮ ПРОЦЕССОВ ГОРЕНИЯ В ЗАКРЫТЫХ СИСТЕМАХ

Быков В.И., Старостин И.Е. молодой ученый

*Институт биохимической физики им. Н.М. Эммануэля РАН,
г. Москва, vibykov@mail.ru, starostinigo@yandex.ru*

В настоящей статье рассматриваются процессы горения в закрытом химическом реакторе идеального перемешивания [1 – 3], в котором температура, давление и концентрация в любой точке горючей смеси одинаковы.

Традиционный подход математического моделирования процессов горения, идущий от химической кинетики, состоит в построении соответствующей динамической модели (уравнений химической кинетики) на основе заданного механизма превращений – совокупности стадий процесса горения [1 – 3]. В неизотермическом случае уравнения химической кинетики дополняются уравнением теплового баланса:

$$\frac{d\bar{x}}{dt} = \tilde{A}w(\bar{x}, T), \quad (1)$$

$$\rho c_p V \frac{dT}{dt} = \sum_{i=1}^n \Delta H_{\xi_i} w_i(\bar{x}, T) + \alpha S(T_0 - T), \quad (2)$$

где \bar{x} - вектор чисел молей реагентов; \tilde{A} - матрица стехиометрических коэффициентов; $w(\bar{x}, T)$ - вектор скоростей элементарных стадий; T - температура реагирующей смеси; ρ , c_p , V - массовая плотность, удельная массовая теплоемкость, объем соответственно реагирующей смеси; ΔH_{ξ_i} - тепловые эффекты элементарных стадий химических превращений горючей смеси; α , S - коэффициент и площадь теплоотдачи горючей смеси; T_0 - температура окружающей среды [1 – 3].

С другой стороны, существует подход [4], в котором закрытая реагирующая система рассматривается как единая термодинамическая макросистема. Это позволяет приближенно определить путь системы к состоянию термодинамического равновесия: она эволюционирует к равновесию в направлении уменьшения термодинамического потенциала.

В нашей работе предлагается новый класс моделей динамики процессов горения в закрытых системах – квазиградиентные модели, которые были ранее предложены в [5, 6] для изотермических систем, а также в [7, 8] для химических систем, в которых температура изменяется вследствие выделяющегося в них тепла. Они были получены на основе потенциально-потокowego метода [9], который предполагает декомпозицию сложной неравновесной системы на простые подсистемы, несопряженные с другими простыми подсистемами.

В соответствие с потенциально-потокковым методом в рассматриваемой системе определяются термодинамические силы, движущие в ней неравновесные процессы [9] (в частности химические превращения "движут" химические сродства [7]), и величины, характеризующие восприимчивости системы к этим термодинамическим силам [9]. Термодинамические силы, в частности химические сродства, определяются путем дифференцирования функции свободной энергии с учетом уравнений баланса [7 – 9]. Восприимчивости сложной системы к термодинамическим силам определяются, зная восприимчивости простых подсистем этой сложной системы [9]. Аналогичное касается и химических превращений в сложной системе [7].

Закрытые химически реагирующие системы с идеальным перемешиванием, в том числе и процессы горения в закрытых системах, можно декомпоновать на несопряженные между собой подсистемы, в которых либо [7, 8]:

- 1) протекает только одна реакция (одностадийная или многостадийная);
- 2) протекают две или более сопряженных между собой реакций [7, 8];
- 3) реакции, протекающие в рассматриваемой подсистеме, неизвестны.

Уравнения баланса реагентов химически реагирующей системы имеют вид [7, 8]

$$\begin{pmatrix} dx_{m+1} \\ \vdots \\ dx_N \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} \alpha_{m+1,1} & \cdots & \alpha_{m+1,m} \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ \alpha_{N,1} & \cdots & \alpha_{N,m} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} dx_1 \\ \vdots \\ dx_m \end{pmatrix} = 0, \quad (3)$$

где коэффициенты $\alpha_{i,p}$ носят название *коэффициентов баланса реагентов системы*; $dx_1 \dots dx_m$ - независимые приращения чисел молей реагентов в системе; остальные приращения реагентов в системе $dx_{m+1} \dots dx_N$ выражаются через приращения независимых реагентов согласно (3) m - число степеней свободы системы; N - число реагентов в системе [7, 8].

Используя уравнения баланса (3), можно на основе основного уравнения химической термодинамики получить выражения для термодинамических сил (химических сродств) [7, 8]

$$X_j = - \left(\frac{\partial F}{\partial x_j} \right)_{VT}^* = - \left(\frac{\partial G}{\partial x_j} \right)_{pT}^* = \sum_{i=m+1}^N \alpha_{i,j} \mu_i - \mu_j, \quad j = 1, m. \quad (4)$$

Звездочка в уравнении (4) означает дифференцирование свободных энергий по независимым переменным с учетом уравнений баланса (3).

Потенциально-потокковые уравнения химически-реагирующей системы, в том числе и процессов горения примут вид [7, 8]

$$\begin{pmatrix} \frac{dx_1}{dt} \\ \vdots \\ \frac{dx_m}{dt} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} A_{1,1} & \cdots & A_{1,m} \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ A_{m,1} & \cdots & A_{m,m} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} X_1 \\ \vdots \\ X_m \end{pmatrix}, \quad (5)$$

где $A_{k,i}$ - коэффициенты входящей в систему (5) матрицы восприимчивостей системы A [7, 8]. Матрица восприимчивостей, входящая в уравнение (5), определяется, зная матрицы восприимчивостей перечисленных в пунктах 1, 2, 3 простых подсистем [7, 8]. Таким образом, как и отмечено в [7, 8], из уравнений (1) и (5) видно, что применительно к химическим системам потенциально-поточный метод аналогичен традиционному подходу [1 – 3]; вместе с тем этот метод включает в себя элементы подхода, изложенного в [4].

Уравнение теплового баланса для химически-реагирующей системы, в том числе и процесса горения, примет вид [7, 8]

$$\delta Q + \delta Q^{\delta,\delta} = CdT, \quad \frac{\delta Q^{\delta,\delta}}{dt} = \sum_{i=1}^m \Delta H_i \frac{dx_i}{dt}, \quad \frac{\delta Q}{dt} = \alpha S(T_0 - T), \quad (6)$$

где δQ - количество теплоты, полученное реагирующей системой извне; $\delta Q^{\delta,\delta}$ - количество теплоты, выделившееся в системе в результате протекания химических превращений; C - теплоемкость химически реагирующей системы; ΔH_i - тепловые эффекты образования независимых реагентов, образуются, зная химические сродства на основании уравнений Гиббса-Гельмгольца [7]; T_0 - температура окружающей среды; S - площадь поверхности теплообмена; α - коэффициент теплопередачи в окружающую среду. Согласно (6) имеем

$$CdT = \sum_{i=1}^m \Delta H_i \frac{dx_i}{dt} - \alpha S(T - T_0). \quad (7)$$

Система уравнений (3) – (5), (7) является окончательной системой уравнений процессов горения [8].

Авторы благодарны академику А.Г. Мержанову за полезное и заинтересованное обсуждение на ранних стадиях выполнения работы. Работа частично поддержана РФФИ (грант № 12 – 01 – 00007-а 2012 – 2014 гг.).

Список литературы:

1. Зельдович Я.Б., Баренблатт Г.И., Либрович В.Б., Махвиладзе Г.М. Математическая теория горения и взрыва. – М.: Наука, 1980. – 478 с.
2. Мержанов А.Г. Процессы горения и синтез материалов. – Черноголовка: ИСМАН. 1998. – 450 с.
3. Мержанов А. Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. – М.: Торус Пресс, 2007. – 312 с.
4. Трусов Б.Г. // Вестник МГТУ им. Баумана. Сер. «Естественные науки». 2005. № 3. С. 26-38.
5. Быков В.И., Старостин И.Е. // Химическая физика. 2012. Т. 31, №1. С. 38 – 42.
6. Быков В.И., Старостин И.Е. // Журнал физической химии. 2013. Т. 87, № 5. С. 744 – 750.
7. Быков В.И., Старостин И.Е. // Сложные системы. М.: МГУ, 2012. Т1, №4. С. 59 – 77.
8. Быков В.И., Старостин И.Е. // Доклады АН. 2013. Т. 451, № 1. С. 53 – 56.

О СВЯЗИ СКОРОСТИ ХИМИЧЕСКИХ РЕАКЦИЙ С ХАРАКТЕРИСТИКАМИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТУРБУЛЕНТНОГО ПЛАМЕНИ

Галиев И.Р. аспирант

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти,
vita.brevis.ars.longa@yandex.com

Известно, что скорость химических реакций влияет на энергетические и экологические характеристики тепловых двигателей. Динамику скорости химических реакций можно определить, зная основные характеристики распространения ламинарного фронта пламени: скорость и ширину [1]. Достаточно отчетливые представления о характере химических процессов, протекающих в камере сгорания, позволяют получить методы, основанные на явлении ионизации пламени [2]. Суть данного явления заключается в образовании заряженных частиц во фронте пламени. Положительным свойством метода является большой диапазон измерений, дешевизна и простота применения. Благодаря этому, ионизационные датчики активно используются при исследовании процесса сгорания. Поскольку в камере сгорания теплового двигателя всегда наблюдается турбулентное горение, то современные датчики не позволяют определить характеристики ламинарного фронта пламени. Это делает невозможным изучение динамики скорости химических реакций, что в конечном итоге затрудняет понимание процессов протекающих в камере сгорания.

Цель работы: определение связи скорости химических реакций с основными характеристиками распространения турбулентного пламени (скоростью и шириной).

Осуществить переход от характеристик ламинарного фронта пламени (δ_n и U_n) к характеристикам турбулентного пламени (δ_t и U_t) можно через объем фронта турбулентного пламени (рис. 1), который описывается уравнением:

$$V_t = V_a = V_b, \quad (1)$$

$$V_t = S_n \cdot \delta_t \cdot Ds = S_t \cdot \delta_n, \quad (2)$$

где V_a – объем фронта пламени (рис. 1, а), м³;

V_b – объем фронта пламени (рис. 1, б), м³;

S_t – площадь поверхности турбулентного фронта пламени, м²;

S_n – площадь поверхности ламинарного фронта пламени, м²;

Ds – величина, характеризующая плотность фронта турбулентного пламени.

$$Ds = \frac{S_t \cdot \delta_n}{S_n \cdot \delta_t} = \frac{U_t \cdot \delta_n}{U_n \cdot \delta_t} = \frac{\frac{\delta_n}{U_n}}{\frac{\delta_t}{U_t}} = \frac{t_x}{t_n} = \frac{1}{Da}, \quad (3)$$

где t_x – время химической реакции, с;
 t_n – время пребывания горючей смеси во фронте пламени, с;
 Da – критерий Дамкёлера.

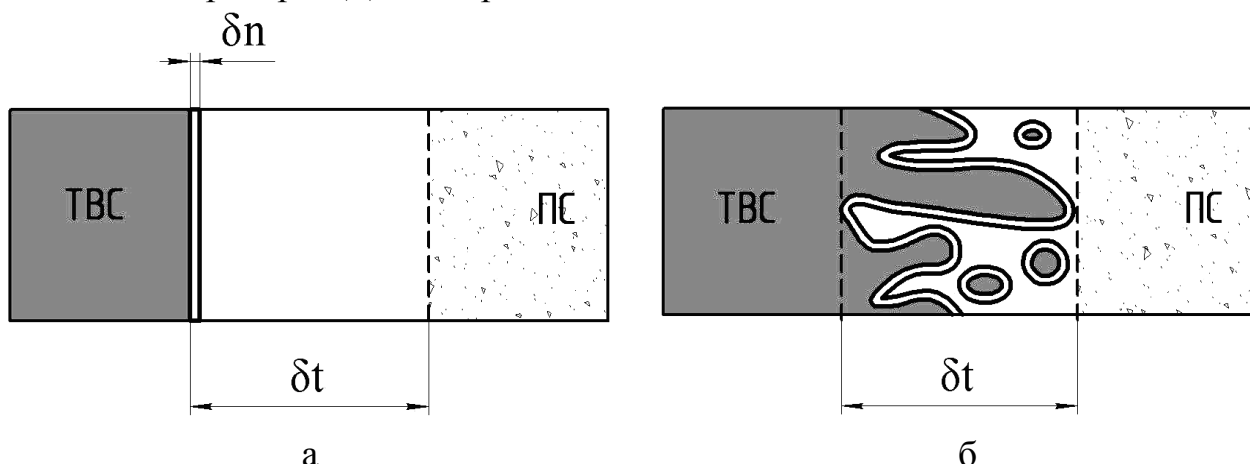


Рис. 1. Конфигурация фронта пламени, где ТВС – топливовоздушная смесь; ПС – продукты сгорания.

Согласно полученным результатам, закон В. А. Михельсона примет вид:

$$\frac{S_t}{S_n} = \frac{U_t}{U_n} = \frac{\delta_t}{\delta_n \cdot Da}. \quad (4)$$

Поскольку время химических реакций пропорционально отношению ширины фронта ламинарного пламени к его скорости [1], то скорость химических реакций (U_x) будет обратно пропорциональна этому соотношению:

$$U_x \sim \frac{U_n}{\delta_n}. \quad (5)$$

Учитывая формулы 4 и 5, а также, что отношение турбулентной скорости распространения фронта пламени к его ширине обратно пропорционально длительности сигнала импульса ионного тока, полученного с датчика ионизации, оценка скорости химических реакций будет определяться следующей формулой:

$$U_x \sim \frac{U_t \cdot Da}{\delta_t} \sim \frac{Da}{t_c}, \quad (6)$$

где t_c – длительность сигнала импульса ионного тока с ионизационного датчика, с.

Таким образом, определена связь скорости химических реакций с основными характеристиками распространения турбулентного пламени (скоростью и шириной). Показана возможность использования ионизационных датчиков для оценки динамики скорости химических реакций.

Список литературы:

1. Талантов, А.В. Основы теории горения / А. В. Талантов. – М. : Машиностроение, 1975. – 251 с.

2. Andersson, I. Cylinder Pressure and ionization current modeling for spark ignited engines / I. Andersson // Doctoral thesis. – 2002.

РАСТВОРЕНИЕ ВАКАНСИОННОЙ ПОРЫ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УДАРНЫХ ВОЛН ВБЛИЗИ СВОБОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ

Маркидонов А.В., к.ф.-м.н., доцент

Филиал Кузбасского государственного технического университета в г. Новокузнецке, г. Новокузнецк, markidonov.artem@mail.ru

Облучение различных материалов ионными и плазменными потоками активно применяется с целью модификации и улучшения свойств поверхностного слоя, вызывая при этом в нем различные изменения: фазовые, структурные, физические, механические, химические и т.д. Модификация поверхности может достигаться как за счет непосредственного ионного или плазменного воздействия, так и за счет инициируемых ими явлений, таких как ионно-индуцированные напряжения, дислокационная подвижность, рекристаллизация, изменение состава приповерхностных слоев и т.д. [1].

Образующиеся при таком высокоэнергетическом воздействии дефекты кристаллической решетки могут приводить к ряду нежелательных явлений, одним из которых является распухание материала. При распухании в объеме тела образуются поры, как результат распада системы избыточных вакансий, образованных при облучении материала [2]. Движущей силой дальнейшей диффузионной эволюции вакансионных пор является стремление к уменьшению свободной поверхности. При этом различают две тенденции: коалесценция и залечивание отдельных пор [3]. Вторая тенденция особенно ярко проявляется при расположении поры вблизи поверхности кристалла.

Воздействие концентрированных потоков энергии также может приводить к формированию ударных волн, получивших название послекаскадных [4]. Их возникновение обусловлено различием между временем термализации атомных колебаний в некоторой конечной области и временем отвода из нее тепла. В результате резкого расширения сильно разогретой области формируется почти сферическая ударная волна.

Целью настоящей работы является исследование влияния ударных волн на процессы структурных изменений вакансионных пор вблизи поверхности.

Рассматриваемые в работе явления отличает малый размер исследуемых областей, что затрудняет прямые наблюдения. Поэтому наиболее рациональным видится использование методов компьютерного моделирования. В качестве метода компьютерного моделирования был выбран метод молекулярной динамики, в связи с тем, что он позволяет проводить эксперименты с заданными скоростями атомов и сравнивать динамику исследуемых процессов с реальным временем. Исследование проводилось с помощью пакета МД-моделирования XMD (Molecular Dynamics for Metals and Ceramics) [5], очевидным преимуществом которого является широкий набор

поддерживаемых потенциалов, сравнительная простота использования и открытость исходных кодов. В качестве потенциальной функции межатомного взаимодействия использовался потенциал Джонсона, рассчитанный в рамках метода погруженного атома (ЕАМ) [6]. Шаг интегрирования равнялся 5 фс.

Температура расчетной ячейки задавалась путем присвоения атомам случайных скоростей в соответствии с распределением Максвелла-Больцмана для указанной температуры. Моделирование проводилось при постоянной температуре (канонический ансамбль). Для сохранения температуры расчетной ячейки использовался термостат Андерсена [7], при этом атомы системы испытывают столкновения с некими виртуальными частицами, в результате чего скорость реальных частиц понижается.

Моделируемый кристаллит золота имел форму параллелепипеда. Ориентация кристаллита задавалась следующим образом: ось X была направлена вдоль кристаллографического направления $\langle 1\bar{1}0 \rangle$, ось Y – вдоль $\langle 11\bar{2} \rangle$, а Z – $\langle 111 \rangle$. В зависимости от проводимого эксперимента вдоль одного из направлений задавались свободные граничные условия, а вдоль остальных – периодические.

Для создания поры в кристаллической структуре задавалась сфера с некоторым радиусом. Затем центр сферы совмещался с одним из узлов решетки, и удалялись все атомы, попадающие в эту сферу. После удаления атомов осуществлялась структурная релаксация расчетной ячейки до прихода системы в состояние с минимальной энергией.

После выполнения заданного количества шагов компьютерного эксперимента следовала структурная релаксация системы при 0 К.

Рассмотрим растворение поры вблизи поверхности. Известно, что данный процесс может протекать по двум механизмам: повакансионное растворение поры и диффузионное течение. Первый механизм реализуется в случае, если размер поры намного меньше расстояния до стока вакансий, а второй – если размер поры превышает данное расстояние [3]. В проводимых нами экспериментах структурные изменения поры начинались при температурах $0.5 \cdot T_{пл}$. Как правило, процесс растворения представлял собой совокупность обоих вышеописанных механизмов. При смещении центра вакансионной поры на одно межатомное расстояние от поверхности и уменьшении количества вакансий до 38, влияние поверхности практически прекращается, так как в данном случае пора трансформируется в тетраэдр дефектов упаковки.

Рассмотрим теперь влияние волн, возникающих в кристалле в результате радиационного облучения. В проводимых нами экспериментах рассматривались волны, создаваемые путем присвоения атомам скорости вдоль направления X , соответствующей скорости звука, а также в два раза большей скорости. Первые волны будем считать звуковыми, а вторые ударные. Исследование показало, что звуковые волны не вызывают растворение поры. Единственное, что удалось инициировать данными волнами, это перестройку поры в тетраэдр дефектов упаковки при температуре, не достаточной для

термоактивации данного процесса. Пора в данном случае располагалась на таком расстоянии, при котором влияние поверхности не сказывалось.

Совсем иная картина наблюдалась при генерации в кристалле ударной волны. В результате ее прохождения через пору, наблюдалось отщепление части вакансий от «родительской» поры, и ее последующее растворение. Под воздействием волн пора частично растворялась даже при относительно низких температурах, например 300 К. Наилучший результат удалось достичь при генерации волн через 2000 шагов компьютерного эксперимента.

Очевидно, что генерация волны должна вызывать повышение температуры расчетной ячейки, но в нашем случае благодаря используемому термостату она колеблется возле заданного значения. Следовательно, процесс растворения поры инициирован именно волной, а не повышающейся температурой. Именно поэтому отсутствует механизм повакансионного «испарения», так как температура расчетной ячейки не достаточна для инициации данного механизма.

Описанные в настоящей работе эксперименты свидетельствуют о том, что процесс растворения вакансионной поры может быть реализован путем генерации в кристаллической структуре ударных волн. При этом растворение может осуществляться даже при температурах, недостаточных для начала термоактивации диффузионного механизма растворения.

Известно, что основные пути снижения радиационного набухания конструкционных материалов заключаются в изменении структурного состояния материалов легированием, механической и термической обработками. Возможно, что данная работа может способствовать разработке новой методики борьбы с набуханием.

Список литературы:

1. Беграмбеков Л. Б. Эрозия и трансформация поверхности при ионной бомбардировке // Итоги науки и техники. Серия «Пучки заряженных частиц». 1993. Т. 7. С. 4 - 57.
2. Орлов В. Л., Малышкина А. Г., Орлов А. В. Зарождение пор в металлах при радиационном воздействии // Известия Томского политехнического университета. 2002. Т. 305. Вып. 3. С. 314-318.
3. Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. Поры в твердом теле. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 376 с.
4. Овчинников В.В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук. 2008. Т.178. №9. С.991-1001.
5. XMD – Molecular Dynamics for Metals and Ceramics // [Electronic resource]. Mode of access : <http://xmd.sourceforge.net/about.html>.
6. Johnson R.A. Analytic nearest-neighbor model for fcc metals // Physical Review B. 1988. V.37. №8. P.3924-3931.

7. Andersen H.C. Molecular dynamics simulations at constant pressure and/or temperature // Journal of Chemical Physics. 1980. V.72. №4. P.2384-2394.

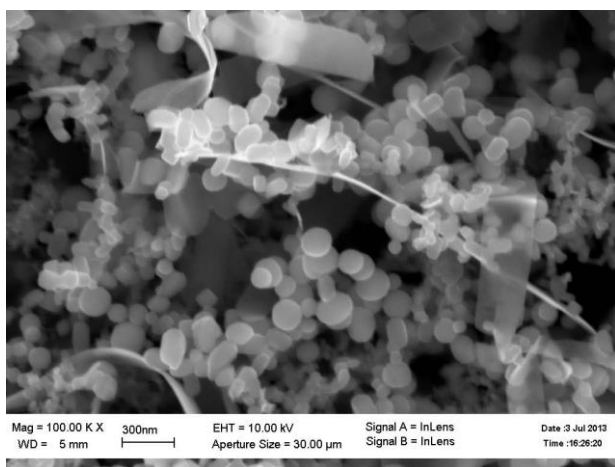
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ РАСПЫЛЕНИИ МЕТАЛЛОВ ВЫСОКОЧАСТОТНЫМИ И ИМПУЛЬСНЫМИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ РАЗРЯДАМИ

Провоторов¹ П.В. школьник, Классен² Н.В.

¹- Средняя школа № 82, г. Черноголовка

²- Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка,

klassen@issp.ac.ru



Эксперименты по распылению металлов высокочастотными или импульсными разрядами, представленные в данной работе, в ряде случаев дают такие наноструктуры, которые в других ситуациях не наблюдались. Например, на рисунке показано электронно-микроскопическое изображение наноструктуры оксида молибдена, полученной взрывом на воздухе молибденовой проволоочки,

индуцированным разрядом через нее конденсатора большой емкости. Наряду с трехмерными наночастицами нескольких внешних форм (сферической, овальной, ограненной) отчетливо видны ленты наноскопической толщины с шириной порядка 300 нм. Наночастицы сгруппированы в агломераты, внешне напоминающие полимерные молекулы. Наиболее необычно то, указанные агломераты имеют макроскопические размеры в виде кружевных лент с длиной в несколько сантиметров и шириной до миллиметра, которые формируются за доли секунды в сфере радиусом порядка метра от взорванной проволоочки и настолько легки, что свободно парят в воздухе и скорость их оседания не превышает 1 см/сек. Если проволоочки взрываются внутри алундовой трубки диаметром порядка 1 см, на подложке, установленной у ее открытого торца, осаждаются пленки из наночастиц с морфологией типа разделенных лучей, исходящих от центра трубки. В системе лучей наблюдается осевая симметрия шестого порядка. Кроме того, непосредственно напротив торца трубки формируется замкнутое кольцо гексагональной формы. Это свидетельствует о динамической самоорганизации продуктов взрыва, происходящей внутри трубки. По составу среди осаждаемых наночастиц наблюдаются как взрывааемые металлы в чистом виде, так и их окислы, причем относительное содержание металла возрастает от оси трубки к периферии.

Распыление металлических проволок стационарным высокочастотным разрядом осуществлялось подачей на вертикально установленную проволоку электрического поля с основной частотой порядка 30 МГц от специально сконструированного генератора. При достижении необходимой амплитуды поля вокруг конца проволоки возникал факельный разряд, от которого исходил «дым», который в зависимости от состава атмосферы содержал в разных пропорциях сам металл и его окислы. Пленки, осаждаемые на размещенных вокруг факела подложках, содержали в своем составе как аморфные, так и кристаллические частицы соответствующих составов. Средние толщины пленок зависели от времени выдержки над факелом и расстояния от него и могли варьироваться от десятка нанометров до нескольких микрон. Наряду с образованием на подложке квазиоднородной пленки на боковой поверхности электрода ниже формируемого им факельного разряда наблюдалось формирование кристаллических дендритоподобных наростов. В отдельных точках подложки также наблюдалось формирование кристаллических микрочерен оксида металла, составлявшего факел.

Данная работа поддерживалась грантами РФФИ №№ 12-02-90015 и 13-08-01440.

ВЛИЯНИЕ ИЗБЫТКА ВОССТАНОВИТЕЛЯ В ИСХОДНОЙ СМЕСИ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ СИНТЕЗА ФЕРРОТИТАНА

Азизов^{1,2} Ш.Т. магистрант, Качин¹ А.Р., Лорян¹ В.Э., Боровинская¹ И.П.

¹- Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской академии наук, г. Черноголовка, azizov_shukhrat@ism.ac.ru

²- Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Титан в виде ферротитана различного состава и металлического титана используют для легирования и раскисления сталей и сплавов разного химического состава. При производстве нержавеющей и жароупорных сталей титан связывает углерод в карбид титана, что улучшает свариваемость и сопротивляемость коррозии. [1]

Проблема получения ферротитана в достаточном количестве для нужд промышленности заключается в том, что существующие технологии производства ферротитана нуждаются в сложном и материалоемком оборудовании, дополнительной предварительной обработке исходных компонентов, требуют значительных капиталовложений и существенного времени на их реализацию.

Ранее авторами показана возможность синтеза ферротитана в процессе СВС с использованием ильменита в качестве исходного сырья [2].

В настоящей работе исследуется влияние избытка восстановителя на химический состав и характеристики процесса синтеза ферротитана.

Используемый в работе ильменит, согласно данным химического анализа, содержит в своем составе Ti – 30,3%, Fe – 31,0%, O – 30,4% и суммарное количество примесей 8,3%. По данным рентгенофазового анализа концентрат представляет собой оксид FeTiO₃.

Концентрат ильменита размалывали до размера частиц менее 50 мкм, который определяли с помощью лазерного анализатора частиц *Micro Sizer 201* (таб.1.)

Таблица 1. Соответствие размеров частиц ильменита (D, мкм) заданным значениям весовых долей (P, %).

D, мкм	0,96	1,60	2,33	3,24	4,76	7,44	11,2	15,5	20,6	50,0
P, %	10,0	20,0	30,0	40,0	50,0	60,0	70,0	80,0	90,0	100

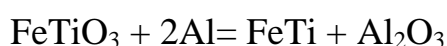
Смеси сжигали в стеклянных и графитовых стаканах диаметра 17 и 40 мм соответственно в атмосферных условиях.

В экспериментах регистрировали скорость горения, полноту фазоразделения (η_{ϕ}) и величину выброса (η_p) по методике, описанной в работе [3].

Металлографические исследования проводили с помощью оптического микроскопа *Axiovert 200 MAT*. Фазовый состав продукта определяли с помощью дифрактометра «ДРОН-3М» на Fe-K α излучении. Содержание основных элементов в целевом продукте определяли методами химического анализа.

В качестве восстановителя в работе использовали алюминий марки АСД1 с содержанием основного вещества не менее 98%. Для увеличения удельной теплоты процесса использовали энергетическую добавку перхлорат калия.

Синтез ферротитана алюминотермическим восстановлением оксидов рудного концентрата проводили по следующей химической схеме:



При соотношении компонентов согласно стехиометрии реакция не способна протекать в режиме горения. Получить целевой продукт в виде металлического слитка удалось лишь в случае введения в шихту энергетической добавки.

Зависимость химического состава синтезированного ферротитана от избытка алюминия в шихте представлена на рис. 1.

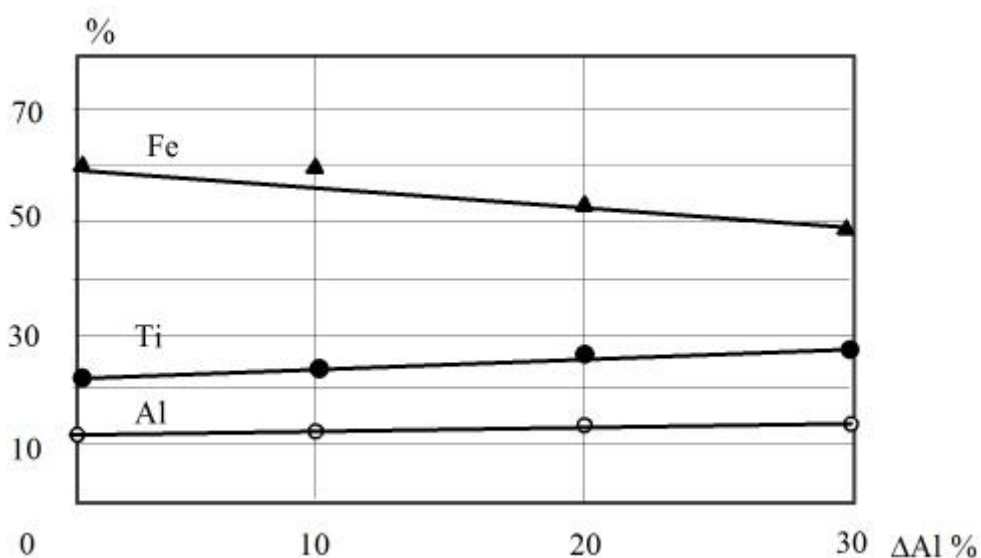
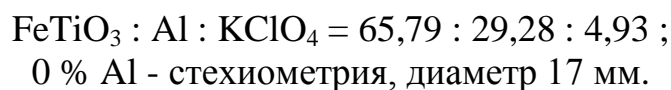


Рис. 1 Зависимость химического состава синтезированного ферротитана от избытка алюминия в шихте:



Из графика видно, что с увеличением избытка алюминия содержание Ti в сплаве увеличивается, а содержание Al не превышает 15%.

Согласно данным рентгенофазового анализа продукт представляет собой сплав Fe_2Ti , AlFe и Fe (рис.2).

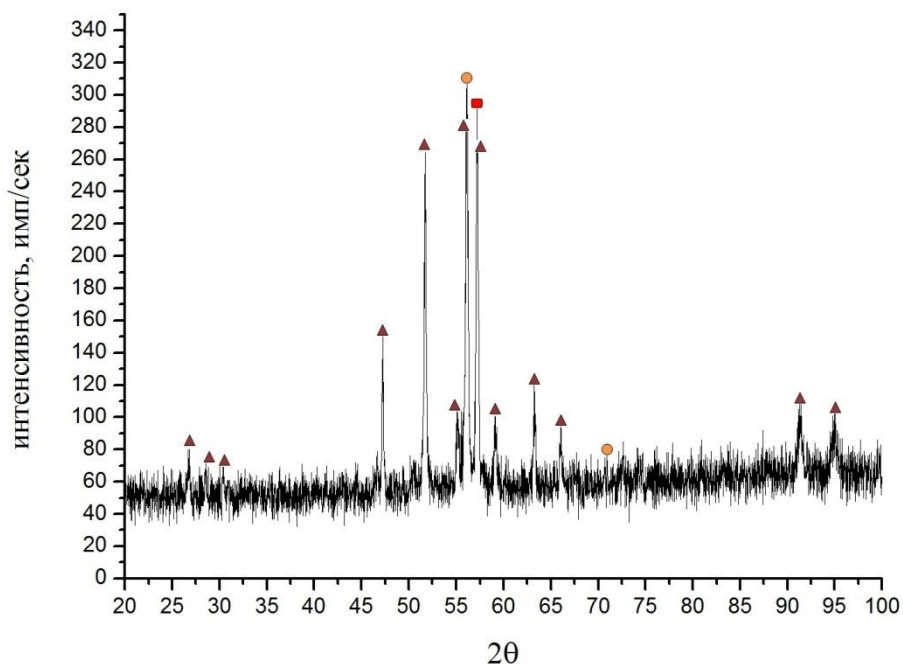


Рис.2. Характерная рентгенограмма синтезированного ферротитана.



С увеличением массы исходной смеси при синтезе целевого продукта в графитовом стакане диаметром 40мм., удалось повысить содержание Ti в сплаве, при этом, по данным химического анализа, синтезированный продукт содержит в своем составе Fe – 49,5%, Ti – 28,2 %, Al – 14,4% и O – 0,8%.

Список литературы:

1. Рысс М.А. Производство ферросплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 344 с.
2. Азизов Ш. Т., Качин А.Р., Лорян В.Э., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. «Синтез ферротитана с использованием ильменита в качестве исходного сырья»//Десятая Всероссийская с международным участием школа-семинар по структурной макрокинетике для молодых ученых. Черногловка, 2012. С. 128-131
3. Азизов Ш.Т., Качин А.Р., Лорян В.Э., Боровинская И.П. "Влияние соотношения компонентов исходной смеси на СВС ферротитана из минерального сырья"// 68-е Дни Науки студентов МИСиС. Москва, 2013.
4. Каблуковский А.Ф. Производство электростали и ферросплавов: - М.:ИКЦ «Академкнига», 2003.- 511с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРИМЕСНОГО ГАЗОВЫДЕЛЕНИЯ (ВЛАЖНОСТИ) НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ГОРЕНИЯ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПРОДУКТОВ СИНТЕЗА ПОРОШКОВЫХ И ГРАНУЛИРОВАННЫХ СМЕСЕЙ Ti+0.5C В ПОТОКЕ ИНЕРТНОГО ГАЗА

Кочетков Р.А. аспирант, Сеплярский Б.С., Тарасов А.Г.

*Институт структурной макрокинетике и проблем материаловедения
РАН, г. Черногловка, numenor@list.ru*

В данной работе проводилось исследование закономерностей горения как порошковых, так и гранулированных смесей Ti+0,5C при различном содержании влаги в исходной смеси как при продуве образца аргоном (спутная фильтрация), так и без продува.

Ранее нами для быстрогорящих СВС-систем (Ti+C, Ti+0,5C, Ni+Al и др.) было показано, что в них реализуется конвективно-кондуктивный механизм горения. В соответствии с этим механизмом, конвективный перенос тепла вызван течением слоя расплава легкоплавкого реагента под действием капиллярных сил и перепада давлений примесных газов перед и за слоем расплава, причем скорость проникновения расплава в исходную шихту и есть скорость распространения волны горения [1]. В рамках конвективно -

кондуктивной теории горения наличие влаги в составе исходной смеси можно рассматривать как источник примесных газов, сильно влияющих на скорость горения [1].

Для исключения образования плохо проницаемого слоя расплава в процессе горения шихты, который обеспечивает конвективный перенос тепла, а также сильное влияние примесного газовыделения на скорость горения, применялась грануляция исходной смеси порошкообразных реагентов. В этом случае процесс растекания расплава под действием капиллярных сил был ограничен размерами одной гранулы. Такой прием обеспечивал высокую проницаемость исходной шихты, как в процессе горения, так и после ее остывания, что, как предполагалось, должно уменьшить влияние выделяющихся примесных газов, в т.ч. паров воды, на скорость горения [2]. Следует отметить, что если различия скорости горения при использовании различных марок сажи связаны с различным содержанием примесных газов, адсорбированных в саже, тогда грануляция также должна нивелировать влияние марки сажи на скорость горения. Для экспериментальных исследований использовалась широкая фракция с размером гранул от 0,63 до 2 мм.

Для экспериментальных исследований порошковая смесь $Ti+0,5C$ сначала высушивалась. Качество сушки контролировалось на анализаторе влажности. Затем, с помощью парогенератора в нее вводилось различное количество влаги (до 2%), которое контролировалось весовым методом. Взвешивание порошков осуществлялось на электронных весах с точностью измерений до 0,01г.

Горение образцов происходило в оригинальной экспериментальной установке, которая позволяла сжигать смесь при продуве газовым потоком, измерять расход и давление газа в процессе горения, а также получать видеозаписи процесса горения.

Экспериментальные результаты.

При горении “сухой” порошковой смеси $Ti+0.5C$ (сажа) без потока газа на видеозаписях процесса горения наблюдался яркий фронт, распространяющийся по смеси. В результате обработки видеозаписей процесса горения было установлено, что зависимость положения фронта горения от времени представляет собой наклонную прямую линию, а скорость горения составляет $4,1\pm 0,4$ мм/с. Рентгенофазовый анализ продуктов горения смеси $Ti+0.5C$ (сажа) показал, что продукт состоит из смеси двух фаз: нестехиометрического карбида титана и титана.

Добавка в исходную смесь $Ti+0.5C$ (сажа) влаги до 2 массовых процентов приводит к незначительному уменьшению скорости горения. Следует отметить, что и в этом случае по данным рентгенофазового анализа продукт состоит из смеси двух фаз: нестехиометрического карбида титана и титана. Анализ рентгенограмм показывает, что, по сравнению с “сухой” смесью, наличие влаги приводит к тому, что относительная интенсивность пиков титана в продукте реакции увеличивается примерно в два раза.

Обобщая полученные результаты, можно предположить, что наблюдаемое в экспериментах уменьшение скорости горения и ухудшение условий для растекания титана, вызванные введением влаги, связаны, прежде всего, с ростом примесного газовыделения, а не с уменьшением теплового эффекта реакции. Для проверки этой гипотезы в исходную порошковую смесь вместо влаги добавляли инертный негазифицирующийся неплавящийся разбавитель: карбид титана. Количество карбида титана было выбрано исходя из условия равенства количества тепла, необходимого для нагрева и испарения влаги, количеству тепла, необходимого для нагрева инертной добавки до температуры горения.

Дальнейшие экспериментальные исследования по горению составов проводили в спутном потоке аргона, т.к. спутный поток инертного газа позволит уносить выделяющиеся в процессе горения примесные газы.

При горении “сухого” состава $Ti+0,5C$ в потоке аргона происходила усадка смеси. По результатам обработки видеозаписей процесса горения было установлено, что изменение продольного размера образца (усадка) происходит за фронтом горения, а скорость горения “сухого” состава составляет 10 мм/с.

Добавка в исходную смесь $Ti+0,5C$ (сажа) влаги до 2 массовых процентов приводит к уменьшению скорости горения с 10мм/с до 6,5мм/с. По данным рентгенофазового анализа продукт состоит из смеси двух фаз: нестехиометрического карбида титана и титана. Однако, в отличие от образцов, сгоревших без продува, анализ рентгенограмм показал, что независимо от наличия или отсутствия влаги в составе исходной смеси при продуве засыпки аргоном, заметные изменения в относительной интенсивности пиков или смещения углов титана в конденсированных продуктах не наблюдаются.

Экспериментальные исследования по горению составов $Ti+0,5C$ содержащих 4% масс. карбида титана в потоке аргона показали, что скорость горения составляет 8 мм/с. На видеосъемке отсутствует фронт конденсации, опережающий фронт горения, характерный для влажных смесей.

Дальнейшие исследования были проведены с применением гранулированных составов. Обработка данных видеосъемки показала, что скорости горения “сухого” и “влажного” гранулированного составов как при наличии, так и отсутствии потока инертного меняются слабо и находятся в интервале 7 – 9мм/с. Такие близкие скорости горения гранулированных составов, по нашему мнению, свидетельствуют о том, что действительно гранулирование снижает влияние примесных газов на скорость горения. Рентгенофазовый анализ показал, что независимо от наличия или отсутствия влаги в составе исходной смеси при продуве гранулированной засыпки аргоном продукты реакции являются практически идентичными.

Также были проведены эксперименты по исследованию влияния различных марок сажи на скорости горения. Скорости горения порошковых смесей из разных марок сажи (П-804 и П-803) без продува аргоном различались в несколько раз (1мм/с и 4 мм/с), в то время как скорость горения

гранулированных смесей из этих материалов оставалась постоянной и была равна 8,5 мм/с. Таким образом грануляция действительно позволяет нивелировать влияние примесного газовыделения на скорость фронта горения, и тем самым, позволяет получать одинаковые продукты из шихты различной влажности.

Список литературы:

1. Сеплярский Б.С., Природа аномальной зависимости скорости горения безгазовых систем от диаметра // Докл. РАН. 2004. Т.396, № 5 С. 640-643.
2. A. P. Amosov, A. G. Makarenko, A. R. Samboruk, B. S. Seplyarskii, A. A. Samboruk, I. O. Gerasimov, A. V. Orlov, and V.V. Yatsenko. Effect of batch pelletizing on a course of SHS reactions: An overview// Inter. Journal of SHS. V. 19, N 1, (2010), P. 70-77.
3. B. S. Seplyarskii, A. G. Tarasov, and R. A. Kochetkov. Influence of Granulation on Combustion of 2Ti + C Mixtures// Inter. Journal of SHS. V. 22, N 1, (2013), P. 65-67.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (№ 12-03-00376-а; № 12-08-01161-а).

СИНТЕЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ГОРЕНИЯ РАСТВОРОВ: ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РЕАКЦИИ

Росляков С.И.¹ аспирант, Рогачев А.С.^{1,2}, Мукасян А.С.^{1,3}

***¹- НИЦ «Конструкционные Керамические Наноматериалы», НИТУ
«МИСиС», г. Москва, nanoceram_misis_ros@misis.ru***

***²- Институт Структурной Макрокинеки и Проблем Материаловедения
РАН (ИСМАН), г. Черногловка***

***³- Факультет Химической Инженерии, Университет Нотр Дам,
46556, США, Индиана, Нотр Дам***

Экзотермические гетерогенные реакции предлагают различные методы синтеза основанные на горении для производства новых и полезных соединений, включая наноразмерные материалы^{1,2}. Одним из таких методов является синтез материалов горением растворов³⁻⁵, который включает в себя самоподдерживающиеся реакции в растворе, содержащем нитраты металлов и топливо (например, растворимые в воде линейные и циклические органические

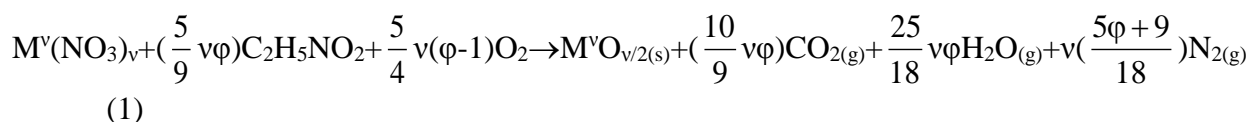
амины, кислоты и аминокислоты)². Такой подход предлагает некоторые уникальные особенности для синтеза материалов:

- Реакция длится очень короткое время (порядка секунды) с максимальной температурой около 1500 °С. Такая высокая температура способствует формированию кристаллических материалов без дополнительного кальцинирования.

- Наиболее важным является то, что исходные реагенты смешаны практически на молекулярном уровне, что наравне с высоким газовыделением, способствует формированию наноразмерных твердых продуктов.

Обычно методом горения растворов получают различные виды наноразмерных оксидов^{3,6}, начиная от простых бинарных соединений (например, оксиды железа) до сложных легированных фаз (например, перовскиты), с различными физическими и химическими свойствами. Данные материалы могут применяться при производстве люминесцентных нанолюминофор, полупроводников, катализаторов с высокой удельной поверхностью и биокерамики.

Реакцию между нитратом металла (окислитель) и глицином (топливо) можно представить следующим образом⁴:



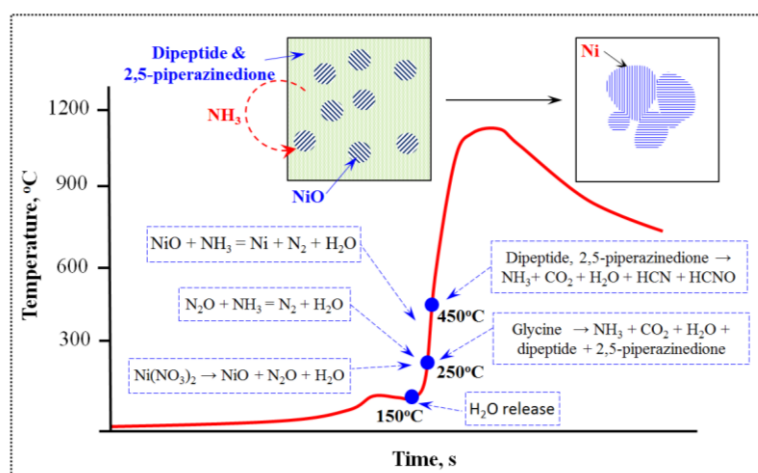
Где v –валентность металла, ϕ – отношение масс топлива и окислителя (при $\phi = 1$ начальная смесь не нуждается в атмосферном кислороде для полного окисления топлива; $\phi > 1$ означает избыток топлива, $\phi < 1$ – его недостаток).

Как следует из уравнения (1), твердым продуктом реакции является оксид. Таким образом получают тысячи различных нанопорошков (в основном оксидов)². С точки зрения химии это не удивительно, так как хорошо известно, что разложение нитратов металлов приводит к образованию соответствующих оксидов⁷.

Недавно, методом горения растворов были получены несколько переходных металлов (Ni, Cu, Fe) и сплавов (Cu-Fe-Ni). Было показано, что при горении смеси, содержащей нитрат никеля (и/или меди) + глицин в условиях близких к стехиометрическим ($\phi = 1$) и при недостатке топлива ($\phi < 1$), получают тонкие порошки оксидов. Однако, избыточное количество топлива ($\phi > 1$) приводит к формированию чистых металлов (например, Ni, Cu) или сплавов (Ni-Cu-Fe). Также было показано, что комбинацией метода горения растворов в системе $Ni(NO_3)_2$ + глицин с углеродными нанотрубками(CNT) можно производить Ni-CNTнаноматериалы. Новый класс материалов на основе металлов, полученных методом горения растворов, открывает огромные возможности для данного способасинтеза с целью получения широкого спектра соединений с требуемыми наноструктурой и свойствами.

Однако, внутренний механизм формирования металла во фронте самоподдерживающейся химической реакции является важным фундаментальным вопросом для контроля свойств производимых материалов. В данной работе для исследования механизма формирования металла во время горения реакционной системы (геля) $\text{Ni}(\text{NO}_3)_2$ + глицин были использованы *in-situ* методики, включая динамический рентгенофазовый анализ (ДРФА), дифференциальную сканирующую калориметрию (ДСК), масс-спектрометрию (МС) и высокоскоростные микро-видео и инфракрасные съемки. Система $\text{Ni}(\text{NO}_3)_2$ + глицин была выбрана в качестве модели по нескольким причинам. Данная система была одной из первых систем в которых удавалось получать чистый металл, также она широко используется для производства различных наноматериалов на основе никеля, в том числе для получения катализаторов для производства водорода.

В ходе исследований было показано, что для начальных составов с относительно большим содержанием топлива ($\phi \geq 1,25$), фаза никеля формируется непосредственно в волне горения. Для составом с недостатком топлива в реакционной волне формируется только фаза оксида никеля. Анализ полученных данных, включая изучение реакционного фронта закаленного образца, позволил предложить механизм формирования чистого никеля в исследуемой системе. Показано, что распространение фронта горения возможно благодаря реакции между компонентами N_2O и NH_3 , образующимися при разложении нитрата и топлива. Избыточное количество $\text{NH}_3(\text{г})$ в свою очередь способствует быстрому восстановлению оксида никеля до металла непосредственно во фронте волны горения.



Схематическое изображение механизма формирования Ni во время распространения реакционной волны горения в системе $\text{Ni}(\text{NO}_3)_2$ + глицин.

Список литературы:

1. Merzhanov, A. G. The Chemistry of Self-propagating High-temperature Synthesis. J. Mater. Chem. 2004, 14, 1779 - 1786.
2. Aruna, S. T.; Mukasyan, A. S. Combustion Synthesis and Nanomaterials. Curr. Opin. SolidState Mater. Sci. 2008, 12, 44–50.

3. Mukasyan, A. S.; Epstein, P.; Dinka, P. Solution Combustion Synthesis of Nanomaterials. Proc. Combust. Inst. 2007, 31, 1789–1795.
4. Deshpande, K.; Mukasyan, A.; Varma, A. Direct Synthesis of Iron Oxide Nanopowders by the Combustion Approach: Reaction Mechanism and Properties. Chem. Mater. 2004, 16, 4896–4904.
5. Росляков С.И., Ковалев Д.Ю., Рогачев А.С., Манукян Х., Мукасьян А. С. Горение растворов: динамика фазообразования при синтезе высокопористого никеля. Доклады Академии Наук, 449 [3] 313–316 (2013).
6. Mukasyan, A. S.; Costello, C.; Sherlock, K. P.; Lafarga, D.; Varma, A. Perovskite Membranes by Aqueous Combustion Synthesis: Synthesis and Properties. Sep. Purif. Technol. 2001, 25, 117–126.
7. Brockner, W.; Ehrhardt, C.; Gjika, M. Thermal Decomposition of Nickel Nitrate Hexahydrate, $\text{Ni}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, in comparison to $\text{Co}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ and $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ Thermochim. Acta, 2007, 456, 64–68.

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КАРБИДА КРЕМНИЯ: ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Московских¹ Д.О. аспирант, Рогачев^{1,2} А.С., Мукасьян^{1,3} А.С.

¹-НИЦ «конструкционные керамические наноматериалы»,
НИТУ «МИСЦ», г. Москва, mos@misis.ru

²-Институт Структурной Макрокинематики и Проблем Материаловедения
РАН (ИСМАН), г. Черноголовка

³-Факультет Химической Инженерии, Университет Нотр Дам,
США, Индиана, Нотр Дам

Карбид кремния (SiC) материал, который обладает рядом уникальных свойств, таких как высокая твердость и прочность, высокая температура плавления, химическая стабильность, высокая теплопроводность и термостойкость. Благодаря этим свойствам SiC, имеет широкий спектр применений, включающий, абразивные и режущие материалы, конструкционную керамику и кристаллы для микроэлектроники, катализаторы и защитные покрытия.

Традиционным методом получения SiC является метод предложенный Ачесоном в 19 веке и основан на восстановлении диоксида кремния (SiO₂) углеродом. Этот метод характеризуется высокими температурами (>2000 К) и большой длительностью процесса (30-150 часов), которые не позволяют получить наноразмерные порошки SiC.

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), заключающейся в использовании тепла экзотермической химической реакции для получения различных соединений, позволяет получать широкий спектр материалов, включая наноматериалы с высокими эксплуатационными свойствами, которые могут удовлетворить самым высоким требованиям передовых технологий (в том числе, безусловно, производство нанопорошков высокой чистоты). СВС характеризуется большой энергетической эффективностью, низкой стоимостью обработки, высокой чистотой продукции и высоким уровнем производства.

Особенность системы Si-C заключается в ее относительно низкой экзотермичности (~73кДж/моль), и как следствие не высокой адиабатической температурой горения (1173 К), что не позволяет осуществление СВС процесса. Поэтому для синтеза SiC в режиме горения применяют различные виды “активации” реакционной среды. Среди этих методов выделим предварительный подогрев исходной смеси, добавление химических активаторов или долгосрочного перемешивание исходных компонентов (более 6 часов) с последующим синтезом в среде азота или воздуха.

В данной работе удалось впервые осуществиться синтез субмикронных нанокристаллических порошков карбида кремния из элементов, графита и кремния, в инертной атмосфере [1,2]. Показано, что исходные порошки кремния и графита подвергшиеся краткосрочной (15 мин) высокоэнергетической механической обработке (ВЭМО) преобразуются в композиционные реакционные частицы, состоящие из аморфного углерода и кристаллического нанокремния. Процесс СВС проводился в инертной среде аргона. Скорость распространения фронта реакции составляет ~0.5 мм/с и максимальная температурой горения достигает 1750 К (Рисунок 1). При оптимальных условиях осуществляется синтез субмикронных порошков β-SiC (50 - 200 нм), с удельной поверхностью (БЭТ анализ) ~ 20 м²/г.

Влияние ВЭМО на реакционную способность смеси Si/C носит следующий характер: СВС процесс возможно осуществить только после определенной критической продолжительности механической обработки, увеличение интенсивности такой обработки может уменьшить этот критический порог в несколько раз. Однако избыток воздействия на реакционную смесь приводит к снижению реакционной способности из-за постепенного формирования SiC непосредственной в барабане мельницы.

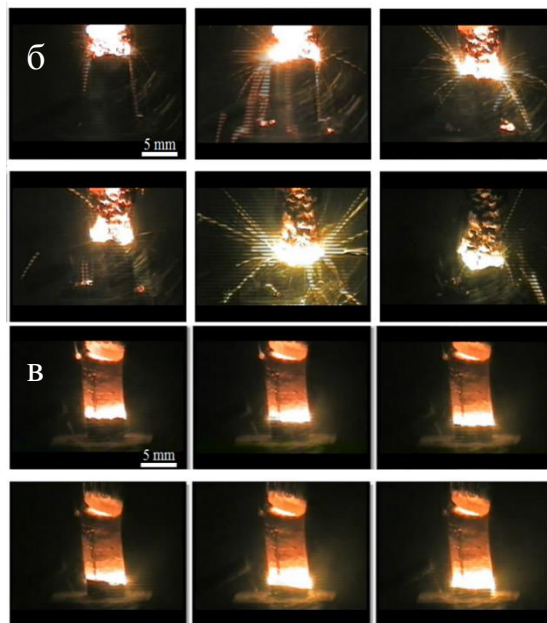
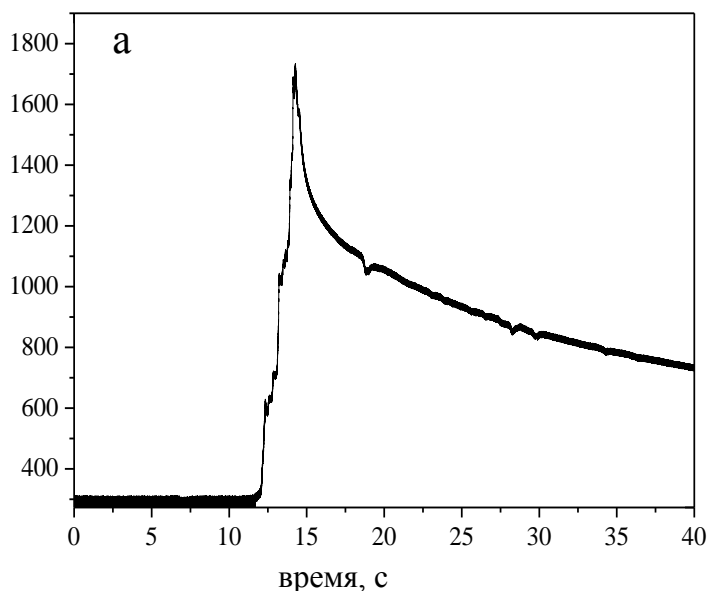


Рис.1. Температурный профиль волны горения (а) и последовательность кадров, которые демонстрируют пульсирующий (б) и стационарный (в) режимы горения при низком (1 атм) и высоком (10 атм) давлении инертного газа соответственно.

Сравнение микроструктуры (Рисунок 2) смесей после обработки (а,б) и синтезированного порошка (в,г) показывает, что продукт синтеза SiC полученный с применением различных режимов ВЭМО сохраняет идентичную морфологию реакционной смеси Si+C.

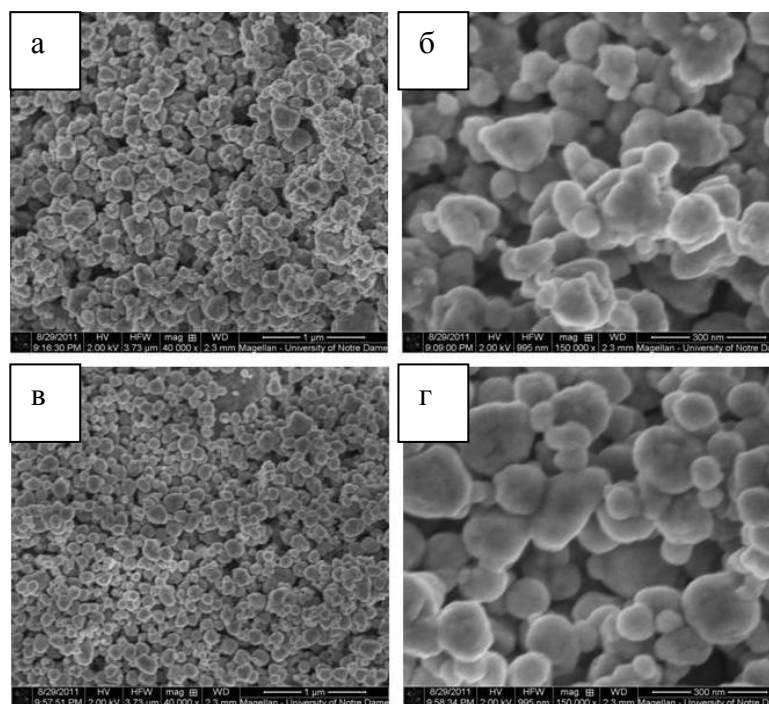


Рис. 2. Микроструктура смесей после обработки (а,б) и продуктов горения (в,г).

Список литературы:

1. A. S. Mukasyan, A. S. Rogachev, Y. C. Lin, D. O. Moskovskikh J. Am. Ceram. Soc., 96 (2013) 111–117.
2. D. O. Moskovskikh, A.S. Mukasyan, A.S. Rogachev, Dokl. Phys. Chem., (2013) 449, 41-43.

ТЕОРИТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМОВАНИЯ ДЛИННОМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ БОЛЬШИХ ДИАМЕТРОВ МЕТОДОМ СВС-ЭКСТРУЗИИ

Паршин Д.А. аспирант, Стельмах Л.С., Столин А.М.

*ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем
материаловедения РАН (ИСМАН), г. Черногловка*

Для исследования возможности получения длинномерных образцов (длиной 100мм и более) состава TiC+Ni методом СВС-экструзии, были использованы математические модели тепловых режимов процесса с необходимой их модификацией [1-3]. Эти модели позволяют исследовать температурные поля в образце, теплоизоляторе и экструдированном стержне в зависимости от различных технологических параметров процесса (температуры горения, времени задержки, скорости плунжера пресса, температуры подогрева различных зон оборудования и т.п.). В результате численного решения двумерной тепловой задачи с двумя подвижными границами находилось температурное поле $T = T(r,z,t)$, являющееся функцией двух координат r и z и времени t (относительно угловой координаты ϕ существует симметрия) в образце, теплоизоляторе, прессформе, выдавливаемой (экструдированной) части материала и прогнозировалась длина изделия. В тепловых моделях роль реологического фактора учитывалась через эффективную характеристику – температуру живучести. Когда часть материала, находящаяся в профилирующей матрице и расположенная непосредственно над ее отверстием, теряла «живучесть», т.е. способность к пластическому деформированию, и закупоривала выходное отверстие, выдавливание прекращалось.

Модификация программ. Для численного исследования процесса получения длинномерных образцов больших диаметров методом СВС-экструзии, были модифицированы программы для расчета тепловых режимов. В них учтено моделирование различных экспериментальных схем (различные варианты поджига), различные условия теплоизоляции, изменение условий выдавливания (подогрев матрицы и калибра, матрица с углом распушки 180 градусов, изменение высоты прессформы и т.п.), выдавливание образцов

больших диаметров. Проведена более наглядная визуализация результатов исследований и автоматизация вычислительных экспериментов.

Результаты численного эксперимента. При экструзии образцов малых диаметров (3 мм) использование теплоизоляции на стенках матрицы приводит к увеличению длины в два раза, дальнейшее увеличение толщины теплоизолятора не приводит к существенному увеличению длины. Если при этом увеличить температуру горения состава на 200 градусов длина увеличится до 237 мм (19%), выдавливание в адиабатический калибр приводит к длине 1245 мм (100%).

При переходе к большим диаметрам ($d=10\text{мм}$), потребность в теплоизоляции растет: при выдавливании без асбеста и высоте начальной заготовки 30 мм длина изделия равна 57 мм (29%), использование асбеста и увеличение $T_{\text{гор}}$ на 200 градусов приводит к увеличению длины в два раза до 112 мм (58%) (Рис1.,а). Дальнейшее улучшение условий выдавливания не приводит к существенному увеличению длины стержня, т.к. при высоте таблетки 30мм это почти максимальная длина. Для увеличения длины стержня, необходимо увеличить начальную высоту (массу) заготовки. При увеличении начальной высоты заготовки (до 45мм) и использовании теплоизолятора и увеличении температуры горения на 200 градусов длина возрастает до 145 мм (76%), практически весь образец перед выдавливанием нагрет равномерно, нет холодных масс у основания матрицы.

Дополнительный подогрев калибра и матрицы до 200 градусов дает увеличение длины до 171 мм (рис. 1, б), подогрев до 400 градусов до 180 мм, а адиабатические условия дают 191мм.

Рекомендации. Для получения длинномерных образцов состава TiC+Ni большого диаметра (8-10мм) методом СВС-экструзии необходимо: увеличение высоты таблетки; повышение температуры горения; улучшение тепловых условий выдавливания: использование теплоизолятора (асбеста толщиной 3мм) на профилирующей матрице и в ее отверстии, подогрев калибра и матрицы. Для образцов другого состава необходимо отдельно провести численное исследование с учетом особенностей их получения.

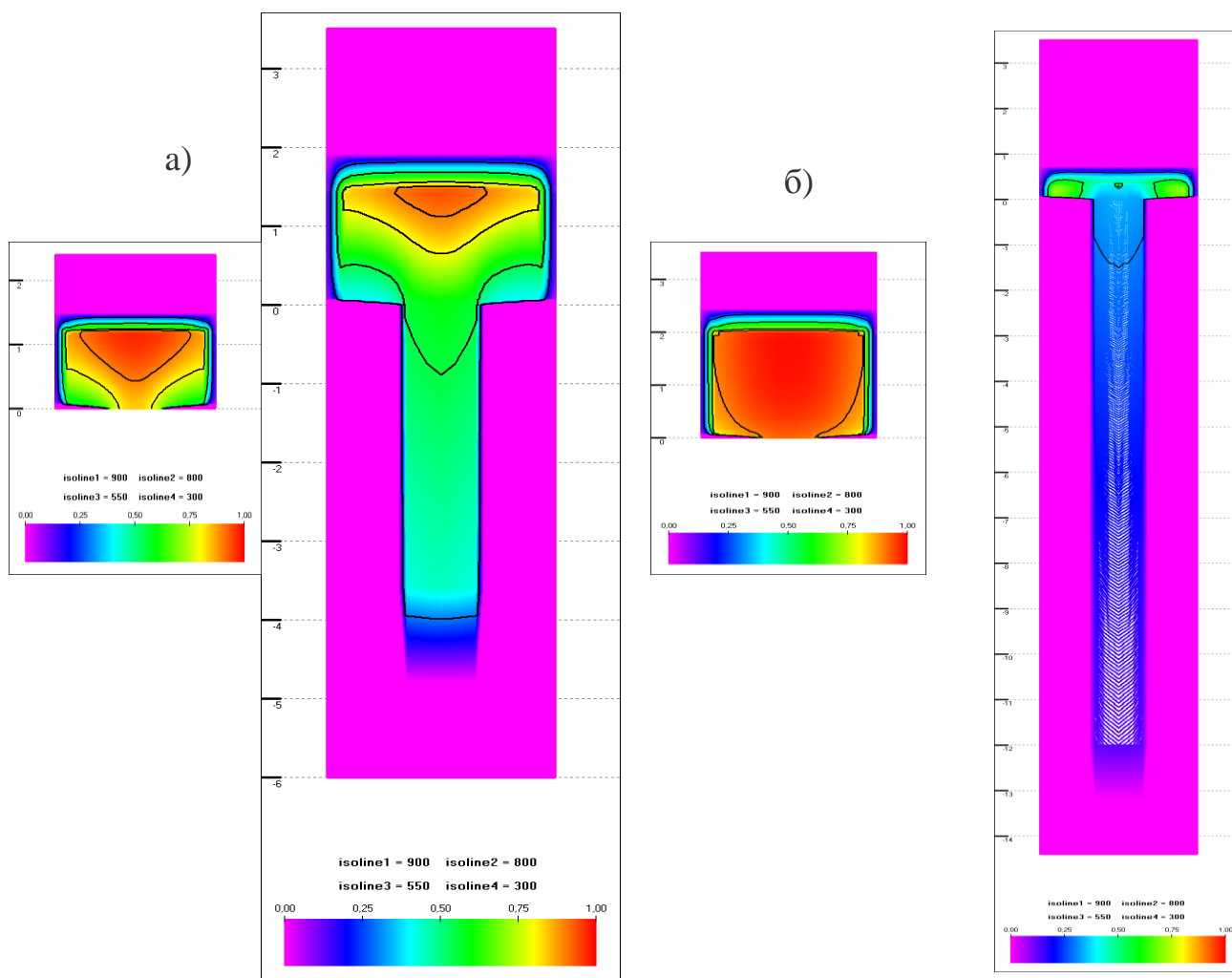


Рис.1 Тепловые режимы образцов диаметром 10мм: а) выдавливание без теплоизолятора (длина стержня 57 мм;) б) наличие теплоизолятора (асбеста толщиной 3 мм) на матрице, увеличение температуры горения на 200 градусов, подогрев калибра и матрицы на 200 градусов (длина стержня 171 мм).

Список литературы:

1. Стельмах Л.С., Столин А.М., Мержанов А.Г. Математическое моделирование СВС-экструзии. Ч.1. Тепловые модели. // Инж.-физ.Ж., 1993. Т.64, №3. С.83-89.
2. Столин А.М., Стельмах Л.С. Математические модели СВС-технологий. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: теория и практика. Черногловка, «Территория», 2001, с.122-156.
3. А.М. Stolin and L.S. Stel'makh "Mathematical Modeling of SHS compaction/Extrusion: An Autoreview". J. SHS, 2008, vol. 13, no. 1, pp. 53–70.

ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ МЕХАНОКОМПОЗИТОВ ИЗ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ Fe-Cr-Co ОТ РЕЖИМОВ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

*Капустин¹Р.Д. молодой ученый, Алымов¹М.И., Сычев¹А.Е., Петров¹Е.В.,
Сайков¹И.В., Гордолова¹Л.В., Анкудинов²А.Б., Зеленский²В.А.,
Миляев²И.М., Юсупов²В.С.*

*¹ Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, г. Черноголовка, kapustin-roman@mail.ru*

*² Институт металлургии и материаловедения им.А.А. Байкова РАН,
г. Москва*

Как правило, механическая активация приводит к повышению энтальпии твердого вещества в результате накопления дефектов кристаллического строения - вакансий, межузельных атомов, дислокаций, границ зерен и субзерен, увеличению удельной поверхности и степени ее разупорядочения. В общем случае МА смесевых систем приводит к формированию механокомпозитов – порошковых частиц, в каждой из которых исходные компоненты или продукты их взаимодействия связаны и равномерно распределены между собой.

В данной работе объектом исследования была выбрана порошковая смесь на основе сплавов переходных элементов системы Fe-Cr-Co, которая широко используется для получения высококоэрцитивных магнитотвердых материалов. Применение механической обработки вышеуказанной смеси перспективно для улучшения её прессуемости и снижения температуры вакуумного спекания, вплоть до полного исключения данной операции из процесса получения магнитотвердых материалов.

На первом этапе экспериментов механическая обработка смеси Fe-Cr-Co проводилась в шаровой мельнице планетарного типа Retsch PM-400 с максимальной перегрузкой до 27 g. Продолжительность обработки составляла 1, 5, 15, 60 мин.

В результате механоактивации исходной порошковой смеси происходило укрупнение частиц материала порошков. При такой обработке, как известно, идут два конкурирующих процесса – дробление и деформация частиц, что приводит к измельчению шихты, и холодная сварка отдельных частиц. Оба процесса влияют на гранулометрический состав конечного продукта, но, очевидно, что холодная сварка превалирует и именно это укрупняет шихтовый материал.

Эксперимент показал, что уже после проведения механической обработки в течение 1 минуты, начинает происходить образование отдельных композиционных частиц из исходной смеси, причем их распределение не равномерно по объему. При дальнейшей обработке количество таких агломератов увеличивается, и после механической обработки в течение 60 минут происходит полное механическое сплавление исходной смеси.

На втором этапе исследований механическую обработку проводили в шаровой мельнице АГО-2 планетарного типа с водяным охлаждением и перегрузкой до 90 g.

Рентгенофазовый анализ показал, что в смеси, обработанной в течение 5 минут на мельнице АГО-2, происходит деградация интенсивности пиков металлов с одновременным их уширением, сравнимая со смесью, механообработанной в мельнице типа РМ-400 в течение 15 минут. В итоге также происходит разрушение кристаллической решетки Fe, Cr и Co и образование композиционных частиц, представляющих собой твердый раствор.

Кроме того, МА в мельнице АГО-2 привела не только к агломерированию порошков смеси в крупные частицы размером от нескольких десятков до 100 мкм, но сильной пластической деформации порошков с формированием ламинарной структуры в форме чешуек. Остальные образцы демонстрируют формирование агломератов близких к сферической форме.

Методика экспериментов предусматривала исследование распределения частиц по размерам в зависимости от времени механической обработки с помощью лазерного анализатора частиц, а также измерение удельной поверхности. Из полученных результатов можно сделать вывод о том, что удельная поверхность исходной смеси Fe-Cr-Co, а также смесей Fe-Cr-Co после механоактивирования в течение 1 и 5 мин практически не меняется и находится в диапазоне 0,53-0,57 м²/г. Рост величины удельной поверхности наблюдается после проведения МА в атриторе АГО-2 в течение 5 мин и достигает величины 0,84 м²/г.

Самый высокий показатель удельной поверхности был получен при обработке смеси в атриторе АГО-2 в течение 5 мин и дальнейшей обработки ее в среде воды в течение 5 мин, эта величина достигает 1,88 м²/г, что может способствовать изменению внутренней энергии за счёт роста дефектов структуры, образованию активных центров на образованной поверхности и увеличению реакционной способности;

В результате исследований сделаны следующие выводы:

1) Показано, что МА порошковой смеси металлов приводит к формированию твердого раствора на основе Fe-Cr-Co

2) В результате МА порошковой смеси металлов происходит формирование сплава на основе твердого раствора Fe-Cr-Co с существенно дефектной неравновесной структурой. Можно предположить, что образование такого материала приведет к изменению механизма спекания порошкового сплава.

3) Таким образом, механическая обработка, в частности на мельнице АГО-2, дает возможность получить композиционные порошки с высокой удельной поверхностью и энергией, в перспективе способные облегчить процесс их прессования и вакуумного спекания для получения высококоэрцитивных магнитотвёрдых наноструктурированных высокопрочных материалов на основе сплавов переходных металлов системы Fe-Cr-Co.

НОВЫЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ МЕДЬ-ХРОМ

Шкодич¹ Н.Ф. молодой ученый, *Рогачев^{1,2} А.С., Мукасьян^{2,3} А.С.,
Московских² Д.О., Вадченко¹ С.Г., Сачкова¹ Н.В.*

¹-Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, г. Черноголовка, N.F.Shkodich@mail.ru;

²-Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», г. Москва

³- Department of Chemical and Biomolecular Engineering, University of Notre
Dame, Notre Dame, USA

Современные материалы для электрических контактов, работающих в условиях больших токов и напряжений, должны сочетать в себе набор свойств, который практически невозможно найти в однофазных металлах или сплавах. С одной стороны, они должны обладать высокой электропроводностью, что свойственно таким металлам, как Cu, Al; но при этом требуется намного более высокая тугоплавкость, стойкость к окислению и эрозии под действием электрической дуги, что присуще тугоплавким металлам, например, Cr или Mo. Этим вызван интерес к гетерогенным композиционным материалам, сочетающим в себе электропроводные и тугоплавкие металлы. Для того, чтобы такой материал сочетал в себе полезные свойства компонентов, они должны быть перемешаны на очень тонком (в идеале – на атомном) структурном уровне. Проблема, однако, состоит в том, что отмеченные пары металлов, как правило, не образуют сплавов или интерметаллических соединений. Это хорошо видно на примере системы Cu-Cr, диаграмма состояния которой приведена на рис. 1.

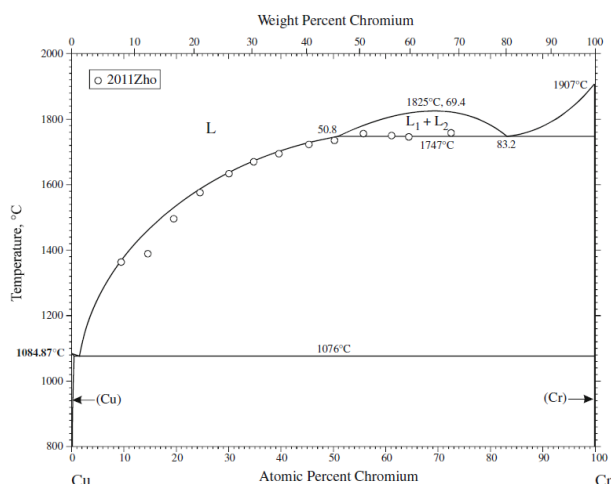


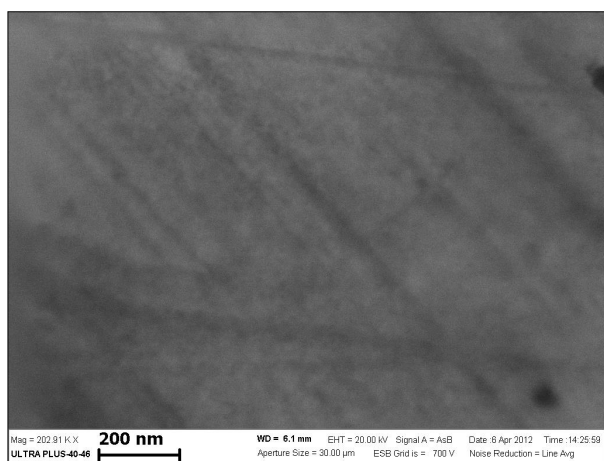
Рис.1. Диаграмма состояния системы медь – хром.

Как видно из диаграммы, область несмешиваемости существует даже для расплавов, до 1825 С. Поэтому существующие на сегодняшний день промышленные технологии получения псевдосплавов несмешивающихся металлов являются многостадийными, энергоемкими и затратными. Материалы, полученные традиционными методами порошковой металлургии, как правило, имеют неоднородную структуру, большой размер зерна и как следствие, невысокий уровень механических и эксплуатационных свойств.

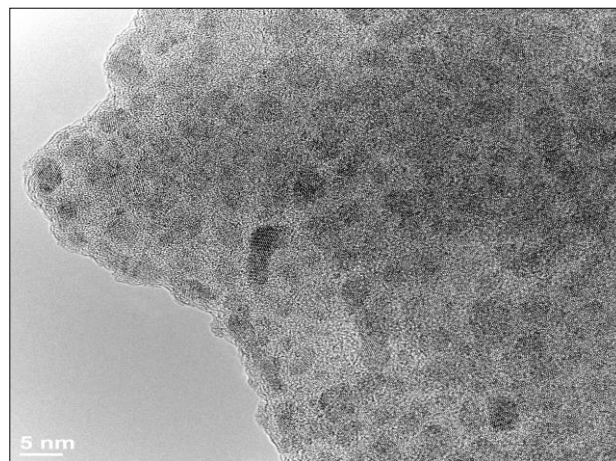
Новым подходом в получении сплава Cu-Cr с высокими эксплуатационными характеристиками являются предварительная высокоэнергетическая механическая обработка смесей порошков Cu-Cr в шаровых планетарных мельницах и последующее искровое плазменное спекание (SPS).

Высокоэнергетическое механическое активирование в шаровых планетарных мельницах позволяет получать наноструктурированные механические композиты (псевдосплавы), в которых металлы перемешаны в масштабе нескольких нанометров.

Предварительные исследования смесей Cu-Cr показали, что после механического активирования в течение 60 минут смеси образовалась однородная структура (рис. 2,а). При более детальном исследовании на просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения было установлено, что данная структура состоит из аморфной матрицы на основе меди, и нанокристаллических кластеров фазы на основе хрома, размером менее 5 нм (рис.2, б).



(а)



(б)

Рис. 2. Фотографии микроструктуры активированного (60 мин) образца Cu+Cr (wt. 45%), полученные на (а) сканирующем электронном микроскопе и (б) просвечивающем электронном микроскопе.

Полученные наноструктурированные механические сплавы компактировались методом электроискрового плазменного спекания - SPS (Spark Plasma Sintering) на установке Labox 650, Sinter Land, Япония. Этот инновационный метод позволяет проводить компактирование порошковых материалов при относительно низких температурах, сохраняя тем самым

наноструктуру исходных порошков. Были получены материалы с относительной плотностью 95 – 99 %, микротвердостью 397HV, при этом в синтезированном образце сохраняется наноструктура активированного механокомпозита (рис.3).

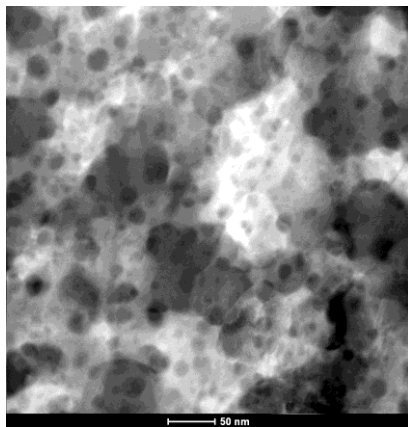


Рис.3. Фотография микроструктуры (наноструктуры) спеченного материала Cu-Cr (wt. 45%), полученные на просвечивающем электронном микроскопе.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК CO₂ НА ТЕМПЕРАТУРУ И СОСТАВ ПРОДУКТОВ ФИЛЬТРАЦИОННОГО ГОРЕНИЯ УГЛЕРОДА

Фаталов¹ А.М. студент, Салганская² М.В., Кислов² В.М., Глазов² С.В.

¹ – МГУ имени Ломоносова М.В., г. Москва

² – ИПХФ РАН, г. Москва

Широко применяемые в настоящее время методы термической переработки отходов и ископаемых твердых топлив обладают рядом недостатков. К ним относятся образование и выброс в атмосферу больших количеств тяжелых металлов, сажи, оксидов серы и азота, соединений хлора, полиароматических углеводородов, а также таких супертоксиантов как диоксины. Один из перспективных путей решения ряда экологических и энергетических проблем связан с использованием процесса фильтрационного горения.

Фильтрационное горение – процесс окисления твердого горючего при фильтрации газообразного окислителя. Благодаря теплообмену между твердой и газовой фазами значительная часть тепла, выделившегося в результате химической реакции, может возвратиться в зону химической реакции вместе с прогретыми исходными реагентами, в результате чего там достигается высокая

температура. В таких условиях производительность и полнота сгорания топлива резко увеличиваются. Вдобавок к этому, можно реализовать режим горения для систем с очень низким тепловым эффектом.

Эффективное преобразование энергии твердого топлива в энергию газообразного продукта подразумевает минимальное тепловыделение в зоне газификации. Этого можно достигнуть посредством введения в состав газообразного окислителя эндотермических окислителей (например, пары воды, углекислый газ). При высокой температуре они могут реагировать с поверхностью углерода, при этом продукт обогащается водородом и CO, что приводит к еще большему увеличению эффективности процесса.

Целью работы являлось исследование влияния добавки CO₂ к газообразному окислителю на процесс фильтрационного горения. Была проведена серия экспериментов по сжиганию смеси шамота и БАУ-А в различных пропорциях. В процессе фильтрационного горения к окислителю (воздух) добавляли углекислый газ. Расход CO₂ устанавливали из соотношения [CO₂]/[O₂]=1. Во время проведения эксперимента записывались показания температуры внутри реактора, проводились отборы продукт-газа с целью последующего хроматографического анализа.

По результатам экспериментов установлено, что добавка CO₂:

- Снижает максимальную температуру в зоне химических превращений (за счет эндотермической реакции $C+CO_2=2CO$);
- Повышает выход энергетического газа CO, что приводит к увеличению КПД процесса;
- Снижает температуру в зоне химических превращений эффективнее, чем добавка паров воды.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ЦИНКА В ВОЛНЕ ГОРЕНИЯ

Корчагин¹ В.В. студент, Салганская² М.В., Глазов² С.В.

¹ – МГУ имени Ломоносова М.В., г. Москва

² – ИПХФ РАН, г. Черноголовка

Одним из перспективных методов является метод газофазного синтеза при горении цинка в различных газовых средах. Настоящая работа посвящена исследованию возможности получения наноразмерного оксида цинка в волне фильтрационного горения.

Фильтрационное горение- это процесс распространение волны экзотермической реакции в пористой среде, содержащей горючее, при

фильтрации газообразного окислителя. Благодаря тому, что в волне горения с противотоком выделяющееся в химических реакциях тепло концентрируется в относительно узкой зоне, температура в ней может достигать очень высоких значений. При горении ряда металлов значительная доля окиси образуется в виде наноразмерных структур за счет окисления паров металла. К таким металлам относится и оксид цинка. Проходя через волну горения, цинк нагревается и испаряется, а оксиды образуются при окислении паров. Благодаря высоким градиентам температуры при охлаждении образуются ультрадисперсные частицы окисла. Этот эффект был положен в основу принципа действия установки.

В вертикальный цилиндрический реактор загружали смесь, состоящую из углерода (графита), огнеупорного материала (корунд) и цинка. Газ-окислитель подавали снизу. Сформированная волна горения продвигалась по реактору снизу вверх. В ходе опыта измеряли температуру пирометром. Пробы выносимых газовым потоком ультрадисперсных частиц оксида цинка отбирали на верхнем срезе реактора. Кроме того, исследовали пробы агломератов оксида цинка со стенок реактора. Полученный материал исследовали на электронном микроскопе Zeiss LEO SUPRA 25.

В результате проведенных экспериментов были обнаружены частички оксида цинка размером 150-200 нм (см. рис. 1). Это свидетельствует о возможности получения ультрадисперсных частиц оксида цинка методом фильтрационного горения. Также можно подметить присутствие наночастиц размером в интервале 15-50 нм.

Таким образом, в результате выполнения работы проведены эксперименты и получены снимки наноразмерных частиц оксида цинка.

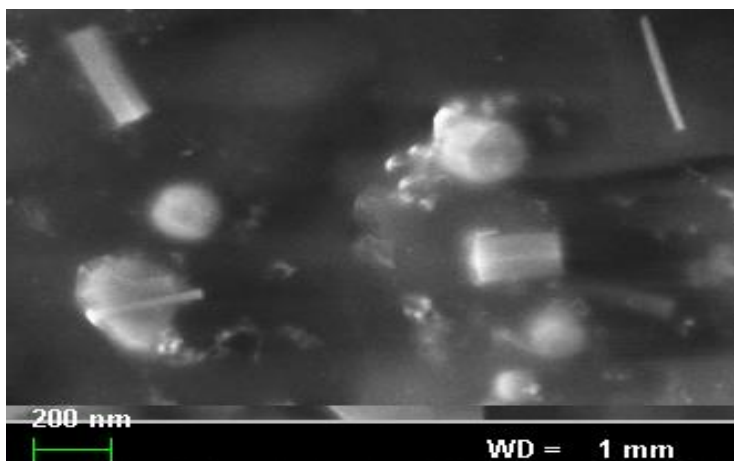


Рис. 1. Фотография частиц оксида цинка.

ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СИСТЕМ

Гильберт¹ С.В. аспирант, Суворов¹ И.С., Коробков² А.М., Просянюк¹ В.В.

¹- ОАО «Федеральный научно-производственный центр «НИИ прикладной химии», Сергиев Посад, niiph@niiph.ru

²- ФГБОУ ВПО КНИТУ, Казань

Автономная электроэнергетика во многом определяет технический уровень комплексов и устройств различного назначения. Рост интеллектуального потенциала бортовой аппаратуры и усложнение решаемых задач обуславливают необходимость совершенствования резервных источников питания. В последнее время в нашей стране всё шире применяют батареи высокотемпературных гальванических элементов (ВГЭ), которые представляют собой тонкие (~ 1 мм) многослойные заряды из разнородных малогазовых энергетических конденсированных систем (ЭКС) с разной реакционной способностью и нестехиометрическим соотношением компонентов, содержащих легкоплавкий инертный материал – электролит (соли галогеноводородных кислот).

Сложность процессов воспламенения и горения ВГЭ, содержащих инертный легкоплавкий материал, в том, что значительная часть подводимого тепла для задействия расходуется на плавление добавки. Степень влияния на воспламеняемость, время выхода волны горения на установившийся режим, скорость горения и т.д. определяет количество введённого материала, его температура и теплота плавления и кипения [1]. Высокотемпературные реакции протекают в «безгазовом» режиме при интенсивном отводе тепла (между металлическими тоководами). Как правило, один из экзотермических электродов не способен к самостоятельному горению и процесс осуществляется за счёт контактирующего с ним горящего слоя. Пространственно разделённые восстановитель в аноде и окислитель в катоде контактируют между собой через ионный проводник (расплавленную соль), что обеспечивает возможность генерирования электрического тока ВГЭ. Продукты реакции сохраняют размеры и форму исходного многослойного заряда.

Применение в качестве электролита неорганических солей, являющихся диэлектриками в исходном состоянии, обеспечивает термодинамическую устойчивость электрохимических систем (отсутствие саморазряда) и теоретически неограниченную сохраняемость изделий до момента активации. Использование ЭКС в качестве электродных материалов обуславливает зависимость параметров ВГЭ от воспламеняемости, скорости и температуры горения многослойного заряда, характера продуктов сгорания. Время выхода на режим и время работы, надёжность функционирования ВГЭ и т.д.

определяются оптимальностью рецептур ЭКС, технологией формования электродных зарядов, конструктивными факторами.

Механизм горения пироагрегатов, приводящих в действие тепловые химические источники тока (тонких малогазовых зарядов), изучен достаточно подробно [2]. Установлено, что процесс становится неустойчивым при толщине изделий 0,3...0,5 мм в зависимости от природы и соотношения компонентов, материала и массы теплоотводящих пластин (металлических электродов), степени поджата образца (плотности), начальной температуры и других условий.

Процессы горения тонких многослойных малогазовых элементов изучены недостаточно [3-4]. Между соприкасающимися высокотемпературными продуктами сгорания контактирующих между собой электродов ВГЭ параллельно с электрохимическими реакциями (генерированием электрического тока) происходит частичное разложение избыточного окислителя в катоде и окисление горючего в аноде в диффузионном режиме. Эти экзотермические реакции уменьшают критическую толщину горения многослойного заряда и позволяют миниатюризировать ВГЭ. Следует отметить существенно неизотермические условия процессов – градиенты температуры превышают 1000 град/с при задействовании и составляют ~ 20 – 50 град/с в процессе генерирования электрического тока. Высокая температура в зоне реакций, активные электродные материалы и высокая электропроводность ионного расплава обеспечивают максимально возможные напряжения и плотности тока, минимальное внутреннее сопротивление.

Перечисленные особенности обеспечивают универсальность задействия ВГЭ (воспламенения) электрическими и механическими средствами инициирования, продуктами сгорания, «нагретой стенкой» и т.д., что даёт возможность управлять огневыми и электрическими сигналами (осуществлять их взаимное преобразование). Для батарей ВГЭ характерны: малое время активации, простота конструкции, независимость характеристик от пространственной ориентации и дешевизна. Батареи ВГЭ могут иметь любую форму, работают при воздействии механических и иных нагрузок в температурном диапазоне $\pm 60^{\circ}\text{C}$, не требуют регламентных проверок и обслуживания в течение всего гарантийного срока (не менее 20 лет), их объём может быть менее 1 см³. Изделия надёжно функционируют как при разрезании, так и в объектах с избыточным давлением. Технические решения, лежащие в их основе, не имеют зарубежных аналогов, защищены патентами РФ, отмечены медалями и дипломами на международных выставках изобретений. Из резервных источников питания они наиболее перспективны для миниатюризации.

Батареи ВГЭ можно использовать по прямому назначению в качестве универсальных источников электрического питания для приборов и оборудования во время работы экспедиций, при ликвидации последствий катастроф и стихийных бедствий, для энергообеспечения бортовых систем и

устройств различного назначения. Тепловые, механические и иные датчики на их основе устанавливаются в пожарно-охранные средства в качестве источников и усилителей тока. Технические решения, найденные при проектировании, разработке и серийном производстве источников тока на основе ЭКС, содержат значительный модернизационный потенциал для успешного решения разнообразных специальных задач в интересах широкого круга потребителей. Это позволяет считать их наиболее перспективными многофункциональными источниками питания для комплектации бортовой аппаратуры следующего поколения.

На основе батарей ВГЭ создаются резервные блоки питания нового поколения (новый класс источников электрической энергии). Сочетание батарей ВГЭ с тепловыми химическими источниками тока придаёт разрабатываемым устройствам универсальность по способам задействования, малое время активации и способность генерировать электрический ток силой в несколько ампер десятки минут. Малое внутреннее сопротивление батарей ВГЭ, сопоставимое с внутренним сопротивлением накопителей электрической энергии (конденсаторы, ионисторы и т.п.) делает возможным разработку ряда автономных энергетических устройств с широким спектром функциональных возможностей. Это позволяет проектировать программируемые электронные переключатели, надёжные и высокоточные системы замедления и т.д.

В настоящее время разработаны десятки источников тока различного назначения, отличающихся конструктивными решениями, рецептурами ЭКС, размерами, формой и токовыми характеристиками для ряда организаций [5]. Для улучшения параметров батарей ВГЭ необходимо учесть закономерности процессов тепловыделения и генерирования тока, протекающих параллельно в тонких многослойных ВГЭ.

Следует отметить, что потенциальные возможности миниатюрных батарей ВГЭ пока не поддаются объективной оценке и реализованы далеко не в полной мере, так как для широкого практического применения они рекомендованы ни так давно. Инженерное воплощение нового, важного и малоизученного процесса прямого преобразования химической энергии разнородных ЭКС в электрическую, протекающего в ВГЭ, значительно опередило теорию.

Список литературы:

1. Смоляков В.К. Плавление инерта в волне безгазового горения // ФГВ. 2002, т. 38, №5, с. 78-84.
2. Кукоз Ф.И., Труш Ф.Ф., Кондратенков В.И. Тепловые источники тока - Ростов – на – Дону: Изд. Ростовского университета, 1989 – 208 с.
3. Вадченко С.Г., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. СВС в тонких пленках. Возможности технологического применения // Известия ВУЗов. Цветная металлургия. №5, 2006, с. 36-43.

4. Прокофьев В.Г., Смоляков В.К. К теории процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в слоевых системах // ФГВ, 2012, т. 48, №5, с. 160-166.
5. Просянюк В.В., Суворов И.С., Сигейкин Г.И., Куликов А.В. Пиротехнические источники тока - новый класс устройств резервной электроэнергетики // РХЖ (ЖРХО им. Д.И. Менделеева), 2006, №5 с.113-119.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЖАРОПРОЧНЫМ РАБОЧИМ СЛОЕМ

Малахов А.Ю.¹ аспирант, Первухин Л.Б.¹, Сайков И.В.¹, Вихман В.Б.²

¹- *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, г. Черноголовка, [Malahov - aspirant@yandex.ru](mailto:Malahov-aspirant@yandex.ru)*

²- *ОАО «Центральный научно-исследовательский институт материалов»,
г. Санкт-Петербург*

В настоящее время широкое применение получили жаропрочные и жаростойкие сплавы, обладающие стойкостью против эрозионного, кавитационного износа и интенсивной коррозии на воздухе или в других газовых средах, способные без разрушения в течение длительного времени сопротивляться незначительным пластическим деформациям при высоких температурах. Эти особенности позволяют применять изделия из данных сплавов для деталей двигателей внутреннего сгорания, паровых и газовых турбин, реактивных двигателей, атомно-энергетических установок и др.

На данный момент жаропрочные никелевые сплавы по своему значению вышли на одно из первых мест. Объясняется это тем, что они удачно сочетают высокую жаропрочность, окалиностойкость и технологичность.

Только за последние 20 лет рабочие температуры жаропрочных никелевых сплавов возросли примерно с 750 до 1000-1030°C. Широкое распространение нашли деформируемые сплавы ЭК102 (ВЖ-145), ЭП220 и литейные ЖС6К, ВЖЛ12У.

Среди тугоплавких металлов ниобий наиболее изучен, на его основе разработано большое число жаропрочных деформируемых сплавов разного назначения, предназначенных как для кратковременной, так и для длительной службы при температурах 1100-1250°C и выше. К этой группе относятся сплавы ВН-2А, ВН-2АЭ и Н65В2МЦ.

Целью данной работы было получение качественного сварного соединения при сварке сплавов ЭК102 и Н65В2МЦ со сталью. Для выполнения поставленной цели авторами были выполнены следующие задачи:

1. Произведен расчет параметров ударно-сжатого газа (УСГ) и изучение его влияния на качество сварного соединения;

2. Была изучена микроструктура зоны сварного соединения и определены свойства полученных образцов.

Известно, что получение качественных соединений данных сплавов со сталями (например, ОХНЗМ) всеми видами сварки затруднено.

Методика исследований предусматривала теоретическое определение параметров ударно-сжатого газа (УСГ) в сварочном зазоре и на границе раздела УСГ и свариваемой поверхности в соответствии с работами [1,2], при различных режимах сварки взрывом. На основании этих расчётов был выбран режим сварки взрывом, который обеспечивает ионизацию на границе раздела УСГ и свариваемой поверхности не менее 70%. После сварки взрывом были исследованы структура и свойства, полученных соединений.

По данным работы [2] для обеспечения очистки и активации свариваемых поверхностей необходимо образование на границе раздела УСГ и свариваемой поверхности низкотемпературной плазмы. Степень ионизации в пограничном слое зависит от свойств свариваемых материалов, поэтому расчёты производили для каждой составляющей сплава, а затем по принципу смесей оценивали степень ионизации пограничного слоя.

Результаты расчета термодинамических параметров УСГ впереди точки контакта при сварке пары ОХНЗМ+ЭК102, произведенного для режимов, применяемых при производстве биметалла сталь+сталь, показали, что при сварке взрывом данного биметалла расчетная степень ионизации УСГ в пограничном слое крайне мала (~14%), чтобы очистить и активировать поверхности соединяемых материалов. Столь низкая степень ионизации объясняется наличием в составе ЭК102 тугоплавкого металла вольфрама (13-16%).

При увеличении параметров сварки взрывом (скорости детонации взрывчатого вещества, скорости метания и угла соударения – см. табл.1), температура УСГ в пограничном слое, составила порядка 8000 К, а расчетная степень ионизации составила около 70%, что обеспечивает переход газа в плазменное состояние («холодная» плазма) [3]. Под воздействием плазменного потока все известные оксиды металлов и другие химические соединения диссоциируют, ионизируются и испаряются (сублимируют) с поверхности. Диссоциация окислов приводит к резкому повышению активации свариваемых поверхностей перед точкой контакта. Чистые и активные поверхности вступают в контакт в точке соударения и образуют прочное соединение, формирование которого продолжается за точкой контакта и сопровождается интенсивной пластической деформацией.

Результаты расчётов были подтверждены экспериментально при сварке взрывом листов размерами 10x100x300 мм из высокопрочной стали ОХНЗМ (твёрдость 43-45 HRC) с пластинами из сплавов ЭК102 и Н65В2МЦ толщиной 1,5 мм. Эксперименты проводились на двух расчетных режимах для свариваемой пары ЭК102+ОХНЗМ (Табл. 1) и на одном режиме для пары

Н65В2МЦ+ЭК102. Испытания предела прочности соединений на отрыв показали, что для пары ОХНЗМ+Н65В2МЦ она на 100 МПа ниже значений предела прочности для ниобиевого сплава, а прочность соединения ОХНЗМ+ЭК102 превысила прочность никель-кобальтового сплава на 100-200МПа. (Табл. 1).

Сравнение результатов расчётов и испытаний показало, что режим сварки взрывом для ниобиевого сплава не обеспечил очистку и активацию свариваемых поверхностей.

Полученные соединения исследовали методом электронной микроскопии шлифов, вырезанных вдоль направления распространения процесса сварки взрывом.

Таблица 1. Результаты расчётов термодинамических параметров, режимов сварки взрывом и испытания механических свойств

Материал	Расчетные термодинамические параметры			Параметры сварки взрывом (согласно расчетам)			Механические свойства, МПа		
	$T_{УСГ}, K$	$T_{пл}, K$	Степень ионизации, %	Скорость точки контакта $V_k, м/с$	Скорость метаемой пластины $V_n, м/с$	Угол соударения пластин $\gamma, град$	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{отр.}$
Н65В2МЦ	-	-	-	-	-	-	440-470	350-400	-
ЭК102	-	-	-	-	-	-	800-900	300-380	-
Н65В2МЦ+ОХНЗМ	3060	6500	78,4	2500	430	10	-	-	250-300
ЭК102+ОХНЗМ	2570	6000	14	2300	660	17	-	-	Нет соединения
ЭК102+ОХНЗМ	3290	8330	69	2800	1290	27	-	-	950-1000

Металлографические исследования биметаллов показали отсутствие в зоне соединений трещин и микронесплошностей. Волнообразование в соединениях имеет упорядоченный характер, что свидетельствует о стационарном режиме сварки.

По итогам исследований были сформированы следующие выводы:

1. Методом сварки взрывом получены биметаллы в виде пластин и труб из высокопрочной стали с плакирующим слоем из эрозионностойких жаропрочных сплавов.

2. По проведённым расчётам параметров УСГ установлено и показано, что для сварки взрывом высокопрочной стали с плакирующим слоем из эрозионностойкого жаропрочного сплава необходимая минимальная расчетная температура в сварочном зазоре на границе раздела УСГ и свариваемой поверхности должна составлять 6500...8500 К.

3. Рассчитанные параметры режимов сварки взрывом для исследуемых пар обеспечивают практическое получение качественного соединения (отсутствие интерметаллидов, усадочных раковин и оплавления границы соединения) с прочностью сцепления слоёв биметалла на уровне его составляющих.

Список литературы:

1. Бондаренко, С. Ю. Определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта при плакировании взрывом / С. Ю. Бондаренко, Д. В. Рихтер, О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин // Автоматическая сварка. – 2009. – № 11. – с.46 – 48.
2. Л.Б. Первухин, О.Л. Первухина, С.Ю. Бондаренко Очистка свариваемых поверхностей от окислов и загрязнений и их активация в процессе сварки взрывом/ «Автоматическая сварка». – 2010. – №7. – с. 46-49.
3. Франк-Каменецкий Д.А. Плазма-четвёртое состояние вещества / Д. А. Франк-Каменецкий. - М.: Атомиздат., 1975. - 159 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ИЗЛУЧАТЕЛЬНЫХ СВОЙСТВ ДЕФЕКТОВ НА ГРАНИЦЕ СОЕДИНЕННЫХ ПЛАСТИН КРЕМНИЯ

Терещенко¹ А.Н., Штейнман¹ Э.А., Мазилкин¹ А.А., Хорошева¹ М.А., Кудренко¹ Е.А, Конончук² О.

*¹-Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, tan@issp.ac.ru
²-SOITEC, Parc Technologique des Fontaines, Bernin, France*

В последнее время усилия многих исследователей направлены на изучение структур, полученных в процессе прямого сращивания кремниевых пластин, разориентированных друг относительно друга. Этот процесс является перспективным для производства сверхбольших интегральных схем, различных сенсоров, фотоприемников и т.д. При этом основными дефектами, образующимся на границе соединения пластин Si, являются дислокационные сетки различных конфигураций. В свою очередь, дислокации в кремнии являются эффективными центрами излучательной рекомбинации. Для успешного применения дислокационной люминесценции (ДЛ) в целях оптоэлектроники требуется решение двух основных задач: выяснение природы излучательных центров, ответственных за длинноволновую часть ДЛ и нахождение технологичного пути введения дислокаций. Одним из таких способов генерации дислокаций как раз и является метод прямого сращивания кремниевых пластин. В связи с этим актуальной задачей является понимание взаимосвязи плотности, типов, структурных особенностей дефектов с их излучательными свойствами, чему и посвящена данная работа.

Пластины монокристаллического Si(001) диаметром 200 мм, выращенного по методу Чохральского, гидрофильно соединялись при комнатной температуре. Углы разориентации пластин составляли от 1° до 6°.

Затем структура выдерживалась при 1200°C в течение 3 часов. После охлаждения одна из пластин утонялась, вследствие чего граница соединения, содержащая исследуемые дефекты, находилась от поверхности структуры на расстоянии 170 нм.

На рисунке 1 приведены изображения исследуемого дефектного слоя, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) в образце с углом разориентации 182.5°. На рисунках *а*, *б* видна ортогональная сетка дислокаций, состоящая из двух семейств винтовых дислокаций $a/2\langle 110 \rangle$. Расстояние между дислокациями в обоих направлениях составляет около 9 нм. Также видны зигзагообразные смешанные дислокации, идущие в направлении параллельном [220] (рис. *в*). Расстояние между ними колеблется от 30 до 70 нанометров. Они вступают во взаимодействие с дислокациями, идущими в перпендикулярном к ним направлении. В результате такого взаимодействия происходит сдвиг первого семейства дислокаций на половину периода. Места этого сдвига хорошо видны на рисунке *а*. На рис. *г* представлен поперечный срез образца, на котором видно, что дислокационная сетка представляет собой пространственную структуру и ее толщина (размер в направлении нормали к плоскости границы) составляет около 8 нм.

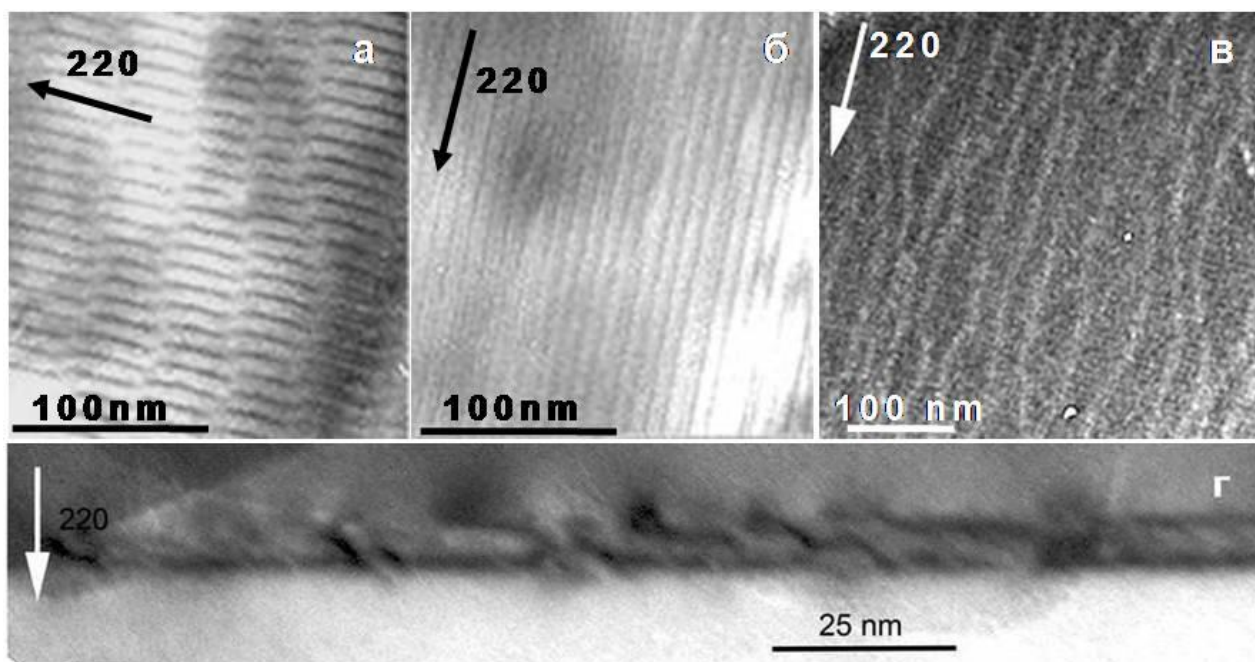


Рис.1. *а*, *б*, *в*: plan-view образца с углом разориентации пластин 182.5° при различных действующих отражениях в условиях двухлучевой дифракции. *а*, *б*: ортогональная сетка винтовых дислокаций; *в*: зигзагообразные смешанные дислокации; *г*: поперечный срез образца.

Исследования, проведенные методом нестационарной спектроскопии глубоких уровней (НСГУ), выявили наличие глубоких уровней в верхней половине запрещенной зоны, связанных с наблюдаемой методом ПЭМ дислокационной сеткой. Концентрация глубоких центров возрастает с

увеличением угла разориентации пластин (рисунок 2). Зависимость от длительности заполняющих импульсов для наблюдаемых центров характерна для протяженных дефектов. Как следует из рисунка 2, в спектрах исследуемых образцов наблюдается главным образом пики, соответствующие дислокационным центрам, а именно С-линии, которую связывают с примесями в упругом поле дислокации. После химического удаления дефектного слоя спектр НСГУ исчезает, что доказывает его принадлежность к дефектам, возникающим в процессе соединения разориентированных пластин кремния. Такие сетки дислокаций могут демонстрировать интенсивную люминесценцию, спектр которой сильно отличается от типичного спектра ДЛ даже при минимальных углах разориентации пластин. Более того, такие структуры показывают сильную зависимость спектрального распределения интенсивности люминесценции от угла разориентации пластин (рисунок 3).

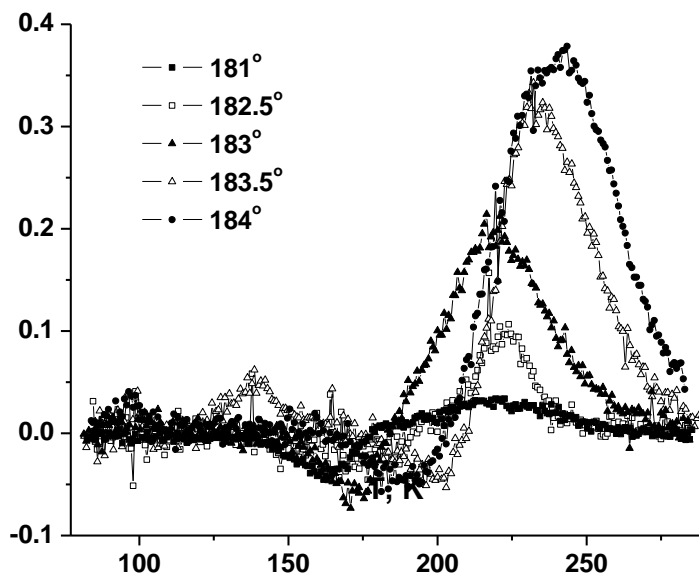


Рис.2. Спектры НСГУ исследуемых структур с различными углами разориентации (приведены на рисунке). Параметры измерения: $U_b=5V$, $U_p=4.8V$, $t_p=0.1ms$, $t_e=149ms$.

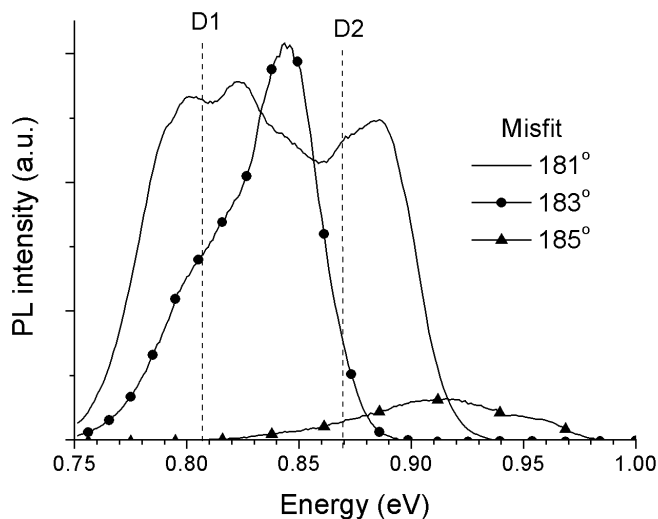


Рис.3. Спектры фотолюминесценции (при температуре 6К) образцов n-типа с различными углами разориентации кремниевых пластин (указаны на вставке к рисунку). Пунктирными линиями обозначены стандартные позиции линий D1 и D2 дислокационной люминесценции.

На основании исследований особенностей спектров фотолюминесценции в зависимости от угла разориентации пластин, температурного поведения люминесценции, а также данных ПЭМ и НСГУ в работе приведена возможная интерпретация полученных экспериментальных данных.

Работа частично поддержана проектом РФФИ (проект № 12-02-31771 мол_а) и программой Президиума РАН «Квантовые мезоскопические и неупорядоченные системы».

РАЗНООБРАЗИЕ ФОРМ СНЕЖИНОК

Аллаярова¹ А.С. школьник, Коновалихин² С.В.

¹- *МОУ СОШ №75, г. Черноголовка;*

²- *ИСМАН, г. Черноголовка*

Для физического обоснования разнообразия форм снежинок необходимо выяснить, благодаря чему каждая снежинка имеет свою уникальную форму.

Цель работы: Дать физическое обоснование разнообразия форм снежинок.

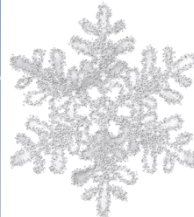
Задачи:

➤ Изучение процесса образования и формирования снежинок.

В снежинке, в одно и то же время, уживаются вместе и порядок, и хаос. Имея гексагональную решетку, атомы кислорода в снежинке имеют упорядоченность, а атомы водорода - находятся в полном хаосе. Снежинка имеет свою уникальную форму и ровные грани, благодаря особенной ориентации молекул в решётке и расположению свободных водородных связей.

➤ Определение зависимости форм снежинок от внешних условий (температура, влажность воздуха);

На возникновение и рост водных кристаллов — снежинок, напрямую оказывает свое непосредственное влияние условия образования, в первую очередь, температура и влажность окружающего воздуха.



➤ Эти же факторы влияют на разнообразие форм снежинок с точки зрения симметрии.

Показано, что каждая снежинка имеет свою собственную уникальность и существует абсолютно в единственном числе; каждая из снежинок не может повторить ни одну из других, ни по форме, ни по размерам. В этом и заключается уникальность процесса образования снежинок.



ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СИНТЕЗЕ NiAl МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕНТГЕНОГРАФИИ

Ковалев И.Д. аспирант, Пономарев В.И., Коновалихин С.В., Кочетов Н.А.

***Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черногловка, i2212@yandex.ru***

Интерметаллидные фазы в системе Ni-Al являются перспективными конструкционными материалами, обладающими высокими прочностными и упругими характеристиками, стойкостью к окислению, в том числе при высоких температурах.

С 1981 года [1] известно наблюдаемое методом динамической рентгенографии (TRXRD) при СВС в системе Ni-Al явление расщепления пика 110 NiAl. Позже расщепление пика 110 NiAl неоднократно наблюдалось и отмечалось различными авторами [2-5], которые предлагали различные объяснения данному расщеплению.

Целью данной работы является исследование фазообразования в системе Ni-Al в области гомогенности NiAl методом динамической рентгенографии и объяснение расщепления пиков NiAl при горении образца Ni-Al эквимолярного состава.

Сущность этого метода динамической рентгенографии [4] заключается в регистрации дифракционной картины от горящего образца в широком угловом диапазоне за время сопоставимое со временем протекания превращений в волне горения.

На рисунке 1 представлены изображения «дифракционного кино» горения смеси Ni-Al эквимолярного состава; на этом рисунке можно видеть

некоторые особенности горения смеси Ni-Al. Видно расщепление пика 110 NiAl этот пик является узким после расщепления. Это указывает на возможное начальное появление праструктуры, а также образование нескольких неоднородных областей NiAl (с разными параметрами ячейки).

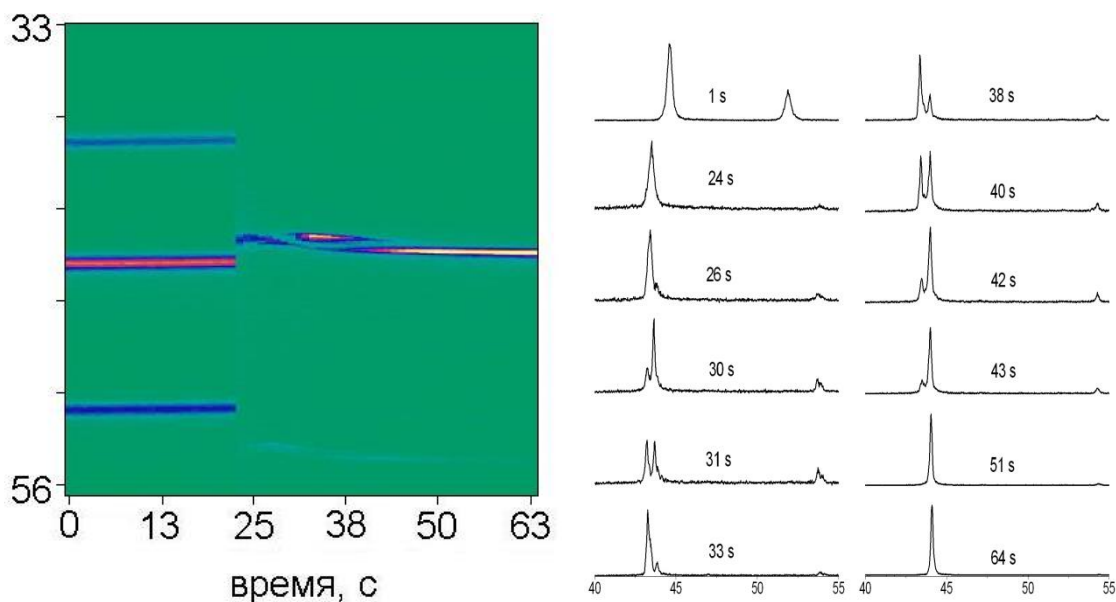


Рис. 1. Дифракционная картина процесса горения смеси Ni-Al эквимольярного состава.

Полученные экспериментальные результаты хорошо укладывается в гипотезу о существовании вблизи точки плавления NiAl температурной области (размером около 100°C), в которой формула NiAl записывается в виде [Ni, Al] с ОЦК ячейкой (пространственная группа $\text{Im}\bar{3}\text{m}$). Высокотемпературная фаза [Ni, Al] – твердый раствор со статистическим распределением атомов Ni и Al – праструктура, образовавшаяся при разупорядочении атомов Ni и Al при высокой температуре из-за больших среднеквадратичных тепловых колебаний атомов. При понижении температуры взаимодействие на основе различия химических потенциалов Ni и Al начинает преобладать, и структура стремится к упорядочению (пространственная группа $\text{Pm}\bar{3}\text{m}$). При этом можно ожидать локального появления сразу трех фаз: (I) упорядоченной по положению Ni и Al в структуре $\text{Pm}\bar{3}\text{m}$, (II) с избытком Ni, (III) с избытком Al. Эти три фазы имеют различающиеся параметры ячейки, что и приводит к экспериментально наблюдаемому расщеплению пика 110 NiAl.

Таким образом, наблюдающееся расщепление пиков имеет следующую природу: кристалл с полностью разупорядоченным расположением атомов Ni и Al при высокой температуре (праструктура с ячейкой I) превращается в неоднородные области с разными параметрами ячейки, при медленном охлаждении диффузия приводит к одному упорядоченному составу NiAl с постоянным параметром ячейки (ячейка P). Учет этих структурных особенностей системы NiAl в области гомогенности представляет интерес с точки зрения управления структурой и, соответственно, свойствами соединения NiAl.

Список литературы:

1. Boldyrev, V.V. and Aleksandrov, V.V., Dynamics of phase formation during NiAl synthesis, Dokl. Akad. Nauk SSSR, 1981, vol. 259, no. 5, pp. 1127–1129.
2. Wong, J., Larson, E.M., Holt, J., Waide, P.A., Ruff, B., and Frahm, R., Time-resolved X-ray diffraction study of solid combustion reactions, Science, 1990, vol. 249, no. 4975, pp. 193–232.
3. Rogachev, A.S., Khomenko, I.O., Varma A., Merzhanov, A.G., and Ponomarev, V.I., Mechanism of self-propagating high-temperature synthesis of nickel aluminides: 2. Crystal structure formation in combustion wave, Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth., 1994, vol. 3, no. 3, pp. 239–251.
4. Ponomarev, V.I., Khomenko, I.O., Merzhanov, A.G., Laboratory method of time-resolved XRD, Krystallografia, 1995, vol. 40, no. 1, pp. 14–17.
5. Curfs, C., Turrillas, X., Vaughan, G.B.M., Terry, A.E., Kvick, A., and Rodríguez, M.A., Al-Ni intermetallics obtained by SHS: a time-resolved X-ray diffraction study, Intermetallics, 2007, vol. 15, no. 9, pp. 1163–1171.

Работа выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам при Президенте РФ по поддержке ведущих научных школ (НШ-5093.2012.3).

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПЛОТНОСТИ ПТФЭ ПРИ ОБРАБОТКЕ ДАВЛЕНИЕМ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Кобзев Д.Е., аспирант, Баронин Г.С., Червяков В.М.

***Тамбовский государственный технический университет
НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», г. Тамбов,
profnoct@mail.tstu.ru***

Использование акустических колебаний в процессе прессования изделий из различных пластмасс способствует интенсификации процесса, а также улучшению качества изделий.

Подавая акустические колебания на матрицу, пуансон или другие элементы формующего инструмента, можно повысить эффективность оборудования, как для прямого (компрессионного), так и для литьевого прессования. При компрессионном прессовании акустические колебания снижают усилия прессования, уменьшают температуру и время прессования, повышают структурную однородность изделия (по плотности, степени отверждения, распределению связующего и наполнителя и др.), снижают уровень остаточных напряжений в изделиях.

При анализе процесса формирования были выделены основные факторы, влияющие на формирование структуры полимеров: давление оказываемое на образец, температура, время эксперимента и частота ультразвука (кодированные переменные X_1 , X_2 , X_3 , и X_4 соответственно), которые определяют плотность получаемого продукта.

С целью оптимизации числа опытов было применено математическое планирование эксперимента по методу Бокса-Уилсона, а математическое описание процесса получено в виде отрезка ряда Тэйлора. Для описания процесса мы ограничились его линейной частью, поскольку уравнение регрессии адекватно описывает процесс и погрешность между экспериментальными и расчётными данными составляет не более 1,5 %. Полученное уравнение регрессии для ПТФЭ:

$$y = 2,1451 + 0,0149X_1 + 0,0297X_2 + 0,0711X_3 + 0,0028 X_4 \quad (1)$$

Из анализа уравнения (1) следует, что наибольшее влияние на плотность материала оказывает время воздействия ультразвука, что подтверждает правильность выбранного метода интенсификации процесса твёрдофазного формирования.

Используя полученные зависимости можно получать конечный продукт с заданной плотностью и минимальными энергозатратами, задавая конкретные технологические параметры процесса.

Работа выполнена в рамках Госзадания (код проекта 3.4037.2011).

ИССЛЕДОВАНИЕ ЖАРОСТОЙКОСТИ ЭИЛ-ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ СВС-ЭЛЕКТРОДОВ СИСТЕМЫ Ti-AL-C

Зарипов¹ Н.Г., Галышев¹ С.Н. аспирант, Столин² А.М., Бажин² П.М.

*¹-ФГБОУ Уфимский государственный Авиационный технический
Университет, г. Уфа, galyshev@gmail.com*

*²- ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем
материаловедения РАН, г. Черноголовка*

Разработка новых жаропрочных материалов, удовлетворяющих современным требованиям конструкторов авиационных двигателей к наиболее нагруженным деталям (прежде всего, к лопаткам и дискам проточной части турбины), является важнейшей задачей авиационного материаловедения.

В связи с этим предлагаются МАХ-материалы, получению и свойствам которых посвящено более 100 публикаций в зарубежной периодике, которые

обладают рекордными характеристиками длительной прочности и высокой перспективностью их применения. Исследования процессов синтеза и нанесения защитных покрытий из вышеупомянутых материалов представляют огромный интерес как фундаментальной, так и прикладной науки.

Однако существующие в настоящее время методы получения интерметаллидов и МАХ-материалов являются далекими от совершенства. Они характеризуются значительными энергетическими затратами, сложностью и многостадийностью технологических циклов, малой производительностью и не всегда обеспечивают требуемое качество материалов по чистоте. Все это требует создания и разработки новых методов и технологий их получения.

Большими возможностями в этом плане обладают методы высокотемпературного синтеза (СВС) и теплового взрыва. Эти методы, основанные на использовании внутренней химической энергии исходных реагентов, являются примером очень выгодной организации процесса синтеза с тепловой точки зрения.

Методы СВС обладают большими преимуществами по сравнению с классическими методами получения вышеупомянутых материалов, но, к сожалению, им присущи и недостатки. Одним из больших минусов высокотемпературного синтеза является большая удельная пористость получаемых материалов. В связи с этим был создан ряд методов, способных увеличить плотность продуктов синтеза почти до 100%. К этим методам относятся: СВС под воздействием центробежного ускорения, СВС-металлургия, силовое СВС-компактирование, а так же СВС-экструзия.

В данной работе исследованы показатели жаростойкости покрытий, нанесенных электроискровым легированием с использованием электродов, полученных СВС-экструзией.

РАЗРАБОТКА ФИЗИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ФОРМОВАНИЯ ПОЛИМЕРОВ И КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ В ТВЁРДОЙ ФАЗЕ С УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Полуэкттов В.Л. аспирант, Кобзев Д.Е., Баронин Г.С.

*Тамбовский государственный технический университет
НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», г. Тамбов,
profnoctt@mail.tstu.ru*

При рассмотрении механизма ультразвукового воздействия на полимер и композит на его основе в условиях твёрдофазной обработки следует выделять три фактора: механический, тепловой и физико-химический, действие которых тесно взаимосвязано.

Механический фактор обусловлен переменным акустическим давлением вследствие чередования зон сжатия и разрежения материала и проявляется в вибрационном «залечивании» дефектов полимерной матрицы на макромолекулярном «микро-» и надмолекулярном «мезо-уровнях». Механический фактор ультразвукового воздействия приводит к молекулярному дроблению его кристаллических модификаций как низкоплавкой, так и высокоплавкой, снижению средне-весовой молекулярной массы и процессам массопереноса фрагментов макромолекул из одной модификации в другую.

Тепловой фактор обусловлен трансформацией поглощённой механической энергии ультразвуковых волн в тепло. Повышение температуры обрабатываемого материала приводит к повышению скорости релаксационных процессов как в структуре полимерной матрицы, так и полимерного композита в целом за счет ускорения диффузионных процессов в полимерной системе.

Подвод дополнительной ультразвуковой энергии к полимеру в процессе твёрдофазной обработки снижает необходимое давление формования при оформлении изделия, сокращает количество стадий технологического процесса, снижает энергозатраты всего технологического процесса на единицу продукции.

Физико-химический фактор проявляется в изменении физико-химических, молекулярно-релаксационных и молекулярно-топологических процессов и характеристик структуры аморфно-кристаллического полимера при совмещении процесса твердофазного формования с ультразвуковым воздействием. Ультразвук становится своеобразным катализатором этих процессов и количественных изменений характеристик структуры.

Под воздействием ультразвука структура полимера становится менее объёмно-напряжённой, снижается дефектообразование, которое происходит при течении материала в высокоэластическом состоянии, что отражают предложенные модели структуры полимеров, повышается класс чистоты поверхности, определяемый органолептически, размерная точность изделия и увеличивается температура теплостойкости.

Работа выполнена в рамках Госзадания (код проекта 3.4037.2011).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СВС-ЭЛЕКТРОДОВ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ УЗЛОВ И ДЕТАЛЕЙ СЕЛЬХОЗТЕХНИКИ

Сипратов Н.Ю., Глазков Ю.Е., Ведищев С.М., Бажин П.М.

*Тамбовский государственный технический университет
НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», г. Тамбов
Baronin-gs@yandex.ru*

Важнейшей задачей, стоящей перед агропромышленным комплексом является обеспечение высокой надежности узлов и агрегатов транспортных и технологических машин и оборудования.

Важнейшим резервом в повышении технической готовности является обеспечение предприятий АПК запасными частями за счет восстановления изношенных деталей. Научные исследования и опыт ремонтных предприятий показали, что в последние годы наметилась тенденция использования упрочняющих технологий, которые позволяют повысить износостойкость деталей и соединений в несколько раз.

Одним из способов восстановления и повышения долговечности деталей имеющих большой износ является применение электроискрового легирования (ЭИЛ) СВС-электродами и порошковыми материалами (продуктами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза) из карбида (TiC) и диборида титана (TiB₂) производимыми в Институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка. Этот способ позволяет получать покрытия, характеризующиеся высокими эксплуатационными показателями (коррозионной стойкости и износостойкостью).

Себестоимость упрочнения инструмента (1ед.) без учета стоимости электрода при обработке 1000 ед. «корпуса чизельного плуга» в год (условие полной занятости) будет составлять, руб.:

$$354\,748,8/1000 = 354,7 \text{ руб.}$$

Стоимость 1 электрода 200 руб.

Стоимость упрочнения 1 ед. у счетом прибыли (20%):

$$(354,7 + 100) * 1,2 = 545,6 \text{ руб.}$$

В настоящее время проводятся сравнительные испытания корпусов плуга в полевых условиях.

Работа поддержана Грантом президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ РФ код проекта НШ – 3550.2012.3.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ

Ф.И.О. участника	Номер страницы	Ф.И.О. участника	Номер страницы
Аверичев О.А.	38	Кругляк Д.А.	123
Абдулкаримова Д.С.	113	Кругляк Д.О.	128
Алексеева Т.А.	26	Кондаков А.А.	101
Адлер С.	131	Кобзев Д.Е.	35
Баронин Г.С.	13	Милосердов П.А.	58
Баринов В.Ю.	77	Нитиевский Е.А.	62
Боярченко О.Д.	99	Онищенко А.Н.	126
Брусницына Л.А.	30	Орлов О.	133
Бондаренко Ю.В.	125, 130	Потанин А.Ю.	29
Бокун В.	135	Петров Е.В.	52
Гордон Е.Б.	11	Подболотов К.Б.	65
Губин С.А.	12	Поляков Б.Б.	70
Галышев С.Н.	75	Полуэктов В.Л.	84
Галиев К.Ф.	45	Паршин Д.А.	107
Гусев М.П.	119	Панкратов Д.С.	111
Данилов В.Л.	25	Рогачев С.А.	51
Земскова С.И.	42	Саранцев В.В.	54
Икорников Д.М.	59	Середа Д.Б.	124
Иванов С.А.	81	Таров Д.В.	87
Кочетов Н.А.	28	Терещенко А.Н.	104
Колесникова Ю.Ю.	39	Третьякова Н.А.	33
Кочетков Р.А.	48	Худяков В.В.	73
Климова А.И.	56	Чурсин С.С.	115
Кузьмина Е.Г.	72	Шкодич Н.Ф.	67
Ковалев И.Д.	80	Штейнман А.Э.	32
Комбарова П.В.	89	Щербаков А.В.	92, 96
Колебина Н.В.	118	Яцку Е.В.	137
Кузнецов Е.А.	121		