

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО НАУЧНЫХ ОРГАНИЗАЦИЙ
РОССИЙСКИЙ ФОНД ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ
РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ
ИНСТИТУТ СТРУКТУРНОЙ МАКРОКИНЕТИКИ И ПРОБЛЕМ
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК (ЧЕРНОГОЛОВКА)
ТАМБОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
(ТАМБОВ)
НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ «МОСКОВСКИЙ ИНСТИТУТ СТАЛИ И СПЛАВОВ» (МОСКВА)



**XIV ВСЕРОССИЙСКАЯ С МЕЖДУНАРОДНЫМ УЧАСТИЕМ
ШКОЛА – СЕМИНАР ПО СТРУКТУРНОЙ МАКРОКИНЕТИКЕ
ДЛЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ
ИМЕНИ АКАДЕМИКА А.Г. МЕРЖАНОВА**

Программа и тезисы докладов

23-25 ноября 2016 г.

Черноголовка – 2016



**XIV ВСЕРОССИЙСКАЯ С МЕЖДУНАРОДНЫМ УЧАСТИЕМ
ШКОЛА – СЕМИНАР ПО СТРУКТУРНОЙ МАКРОКИНЕТИКЕ
ДЛЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ
ИМЕНИ АКАДЕМИКА А.Г. МЕРЖАНОВА**



Школа проводится при финансовой поддержке:



Спонсор:



*Сборник подготовлен по материалам, предоставленным авторами
в электронном виде, и сохраняет авторскую редакцию.
За содержание предоставленных материалов
организаторы ответственности не несут.*

В сборнике помещены программа и материалы XIV Всероссийской с международным участием школы-семинара по структурной макрокинетике для молодых ученых имени академика А.Г. Мержанова. Темы докладов охватывают широкий круг проблем, связанных с исследованиями в области макрокинетики процессов горения и взрыва, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, применения этих процессов для получения новых материалов, а также связанных с этой областью современных проблем материаловедения, термодинамики, химической кинетики и металлургии.

Сборник представляет интерес для научных работников, студентов высших учебных заведений, аспирантов, инженерно-технического персонала, связанного с разработкой новых конструкционных и функциональных материалов.

© Авторы публикаций, 2016

© Федеральное государственное бюджетное учреждение
науки Институт структурной макрокинетики и проблем
материаловедения Российской академии наук, 2016

ISBN 978-5-9907575-1-6



9 785990 757516

Состав оргкомитета

Ректор Школы – семинара

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

С.М. Алдошин - академик, вице-президент РАН, директор ИПХФ РАН (Черноголовка)

Р.А. Андриевский - д.т.н., профессор, г.н.с. ИПХФ РАН (Черноголовка)

А.Л. Бучаченко - академик, и.о. председателя НЦЧ РАН (Черноголовка)

И.П. Боровинская - д.х.н., профессор (Черноголовка)

В.М. Бузник - академик, руководитель Инновационно-технологического центра РАН (Москва)

В.В. Грачев - к.ф.-м.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)

С.А. Губин - д.ф.-м.н., профессор, зав.лаб. МИФИ (Москва)

В.Л. Данилов - д.т.н., профессор МГТУ им. Н.Э. Баумана (Москва)

О.К. Камынина - к.ф.-м.н., ученый секретарь ИСМАН (Черноголовка)

М.И. Карпов - чл.-корр. РАН, профессор, зав. лаб. ИФТТ РАН (Черноголовка)

В.В. Козлов - академик, вице-президент РАН (Москва)

А.Г. Колмаков - д.т.н., зам. директора ИМЕТ РАН (Москва)

М.Н. Краснянский - д.т.н., профессор, ректор ТГТУ (Тамбов)

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)

М.Ю. Романовский - начальник Управления координации и обеспечения деятельности организаций в сфере науки, ФАНО России (Москва)

Л.С. Стельмах - д.т.н., вед. н.с. ИСМАН (Черноголовка)

А.Е. Сычев - к.т.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)

М.Р. Филонов - д.т.н., профессор, проректор МИСиС (Москва)

Программный комитет:

Председатель:

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

Г.С. Баронин - профессор, руководитель, НОЦ ТГТУ-ИСМАН (Тамбов)

В.А. Веретенников - к.ф.-м.н., руководитель аспирантуры ИСМАН (Черноголовка)

С.И. Дворецкий - д.ф.-м.н., профессор, проректор ТГТУ (Тамбов)

Д.О. Завражин - к.т.н., начальник отдела научно-технических программ ТГТУ (Тамбов)

В.Н. Санин - д.т.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)

В.И. Юхвид - д.т.н., профессор, зав. лаб. ИСМАН (Черноголовка)

Рабочий комитет:

О.Н. Козырева - начальник АХО (Черноголовка, ИСМАН)

М.В. Михеев - аспирант (Черноголовка, ИСМАН)

О.А. Аверичев - аспирант (Черноголовка, ИСМАН)

А.П. Чижиков - аспирант (Черноголовка, ИСМАН)

П.А. Столин - инженер (Черноголовка, ИСМАН)

А.С. Константинов - аспирант (Черноголовка, ИСМАН)

XIV Всероссийская с международным участием Школа-семинар по структурной макрокинетике для молодых ученых имени академика А.Г. Мержанова проводится при финансовой поддержке Российского Фонда фундаментальных исследований, проект № 16-33-10249 мол_г

Программа

Среда, 23 ноября 2016г.

9:30 Регистрация участников

10:00 Церемония открытия Школы-семинара

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

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

Приветственные слова гостей Школы

Утреннее заседание

10:30 Киричек Андрей Викторович, д.т.н., профессор, проректор по перспективному развитию БГТУ (БГТУ, Брянск). Волновое деформационное и комбинированное упрочнение металлических материалов (приглашенная лекция).

11:00 Хардин Михаил Викторович, к.т.н., доцент, декан инженерно-технологического факультета (Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева, Самара). Новые горизонты сотрудничества Самарского университета и ИСМАН (приглашенная лекция).

11:30 Дедов Алексей Георгиевич, д.х.н., академик РАН, заведующий кафедрой общей неорганической химии (РГУ нефти и газа им. И.М. Губкина, Москва). Каталитические материалы в процессах переработки метана (приглашенная лекция).

12:00 Кофе-брейк

12:15 1. Вельковская¹ И.И. студентка, Подлесный² Д.Н, Зайченко² А.Ю. (¹-МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва; ²- ИПХФ РАН, Черноголовка). Предел устойчивости фронта горения бидисперсного твердого топлива

в наклонном вращающемся реакторе.

2. Болоцкая А.В. студентка, Шоломова А.В., Титова Ю.В. (СамГТУ, Самара). Азидный СВС нанопорошка нитрида алюминия и его применение для получения литого нанокompозита Al-Cu-AlN.

3. Давыдов¹ С.В., Петров² Е.В. молодой ученый, Щукин² А.С. (¹- Брянский государственный технический университет, Брянск; ²- ИСМАН, Черноголовка). Исследование вольфрамсодержащих фаз в функциональных покрытиях.

4. Желтякова¹ И.С., аспирантка, Карпов¹ М.И. (¹- ИФТТ РАН, Черноголовка). Структура и некоторые механические свойства искусственных композитов с интерметаллидным упрочнением системы Ti-Al.

5. Лемешева М.В. студентка, Ф.В. Кирюханцев-Корнеев, И.В. Яцюк, Ю.С. Погожев, Е.А. Левашов (НИТУ «МИСиС», Москва). Многофазные СВС-катоды ZrSiB и жаростойкие покрытия Zr-Si-B-(N), полученные из них методом магнетронного распыления.

6. Ильин Н.А. молодой ученый, Ряшенцев В.В., Кочетов В.В., магистранты, Завражин Д.О. (ТГТУ, Тамбов). Формирование физико-механических характеристик нанокompозитов на основе Ф-4 в условиях ИПД.

7. Пашин Ю.Ю. магистрант, Кобзев Д.Е., Хабаров С.Н., Глазков Ю.Е., Кольцова О.В. (ТГТУ, НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов). Нанесение электроизоляционных покрытий на металлические детали автомобилей.

8. Христосова В.Ю. студентка (ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва», Самара). Исследование влияния высокотемпературного газового потока на фазовый состав и структуру покрытия лопаток газотурбинных двигателей с целью повышения их долговечности.

13:30 Обед

Вечернее заседание

14:00 1. Баринов¹ В.Ю. молодой ученый, Марков² А.А., Умаров¹ Л.М., Филимонов¹ И.А. (¹- ИСМАН, Черноголовка; ²- ФГБУН ИПМех РАН, Москва). Тепловое и видимое излучение при синтезе сульфида цинка на воздухе.

2. Дурум¹ А.А. студентка, Подлесный² Д.Н. (¹- МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва; ²- ИПХФ РАН, Черноголовка). Газификация высокодисперсного топлива в фильтрационном режиме.

3. Богатов М.В. студент, Кондратьева Л.А. (СамГТУ, Самара). Получение композиции AlN-BN в ультрадисперсном диапазоне с помощью азидной технологии самораспространяющегося

высокотемпературного синтеза.

4. Тарасов А.Г. молодой ученый, Студеникин И.А., Баринов Ю.Н. (ИСМАН, Черногоровка). Выявление причины влияния ТВО порошка титана на скорость горения смеси Ti+V.

5. Камунур^{1,2} К. молодой ученый, Жандосов^{1,2} Ж.М., Абдулкаримова^{1,2} Р.Г., Кейщй Хори³, Мансуров^{1,2} З.А. (¹- Казахский национальный университет им. аль-Фараби, г. Алматы, Казахстан; ²- Институт проблем горения, г. Алматы, Казахстан; ³- Японское агентство аэрокосмических исследований, Сагамихара, Япония). Влияние Cr₂O₃ на характеристики горения композитных твердых ракетных топлив на основе AN/MgAl.

6. Тагиров М.И. студент, Левина В.В., Михайлов И.Ю., Кузнецов Д.В. (¹- НИТУ «МИСиС», Москва). Исследование эффектов ультразвуковой кавитации на фентон-подобные процессы (с наночастицами железа) и процессы переработки металлургических шламов с применением глубоких эвтектических растворителей.

7. Михеев М.В. молодой ученый, Столин А.М., Бажин П.М. (ИСМАН). Получение порошковой керамики на основе дисилицида молибдена при сочетании процесса СВС с приложением сдвиговой деформации и высокого давления.

8. Терещенко А.Н. молодой ученый, Ершов А.Е. (ИФТТ РАН, Черногоровка). Излучательные свойства поликристаллических 3C-SiC структур, полученных при реакции расплава или паров кремния с углеродом.

9. Курцова¹ А.С. студентка, Муратов² Д.Г. (¹- НИТУ «МИСиС», Москва; ²- ИНХС им. А.В. Топчиева РАН, Москва). Исследование фазового состава, структуры и дисперсности нанопорошков C-Co-Pd.

10. Капустин Р.Д. молодой ученый (ИСМАН, Черногоровка). О влиянии добавок на физико-механические характеристики высокопрочных огнеупорных алюмосиликатных материалов.

11. Саранцев¹ В.В. молодой ученый, Бажин² П.М., Чижиков² А.П., Столин² А.М. (¹- БНТУ, Минск, Беларусь; ²- ИСМАН, Черногоровка). Особенности электроискровых керамических покрытий, полученных СВС-электродными материалами.

12. Икорников Д.М. младший научный сотрудник, Андреев Д.Е., Санин В.Н., Юхвид В.И. (ИСМАН, Черногоровка). Синтез жаропрочного сплава на основе алюминиды титана в режиме горения из оксидного сырья.

13. Ахметова¹ Б.А. магистрант, Первухина² О.Л. (¹- НИТУ «МИСиС», Москва; ²- ИСМАН, Черногоровка). Влияние режима термической обработки на структурные изменения биметалла сталь+титан, полученного сваркой взрывом в среде аргона.

Четверг, 24 ноября 2016 г.

Утреннее заседание

10:00 Баронин Геннадий Сергеевич, д.т.н., профессор, руководитель НОЦ ТГТУ-ИСМАН (ТГТУ, Тамбов). Изделия из СВМПЭ-нанокompозитов, полученные объемной штамповкой в твердой фазе (приглашенная лекция).

10:30 Кофе-брейк

10:45 1. Kudyrbekova S.N. young scientist, Abdulkarimova R.G. (¹- al-Farabi Kazakh National University, Almaty, Kazakhstan; ²- Institute of Combustion Problems, Almaty, Kazakhstan). Self-propagating high temperature synthesis of composite materials based on zirconium borides.

2. Черепанов^{1,2} И.А. студент, Савиных^{2,3} А.С., Разоренов^{2,3} С.В., Овсиенко⁴ А.И. (¹- МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва; ²- ИПХФ РАН, Черноголовка; ³- Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск; ⁴- ООО «Вириал», Санкт-Петербург). Эволюция ударных волн в горячепрессованной керамике карбида бора и спеченного карбида кремния.

3. Чижиков А.П. аспирант, Бажин П.М., Столин А.М. (ИСМАН, Черноголовка). Эффект памяти в СВС-материалах.

4. Воронин С.В., Чаплыгин К.К. студент, Литошина А.Д. студент. (Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара). Исследование структуры алюмоматричного композиционного материала АК12+2,38%Cu+0,06%SiC с помощью сканирующего зондового микроскопа.

5. Ноняк Д.В. молодой ученый, Первухина О.Л. (ИСМАН, Черноголовка). Структурные преобразования сварного соединения крупногабаритного биметалла 09Г2С+08Х18Н10Т.

6. Фрейман¹ В.М. студент, Цветков² М.В. (¹- МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва; ²-ИПХФ РАН, Черноголовка). Влияние минерального состава золы на её плавкость при фильтрационном горении твердых топлив.

7. Куправа А.Т. студент, Ильиных И.А., Бурмисторв И.Н. (НИТУ «МИСиС», Москва). Исследование влияния способа получения на тепло- и электропроводность полимерматричных композитов с углеродными нанотрубками.

8. Колебина Н.В. аспирант (МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва). Анализ горячего деформирования заготовки из низкоуглеродистой мартенситной стали.

9. Созина В.Е. магистрант, Галышев С.Н., Зарипов Н.Г. (УГАТУ, Уфа). Уникальные свойства материалов на основе МАХ-фаз, полученных разными методами.

10. Константинов А.С. аспирант, Бажин П.М., Столин А.М. (ИСМАН, Черноголовка). Разработка и изучение 3d-компактных изделий из материалов на основе TiB-30%Ti, полученных методом СВС-экструзии.

13:30 Обед

Вечернее заседание

14:00 1. Ковалев И.Д. молодой ученый, Кочетов Н.А. (ИСМАН, Черноголовка). Механическая активация смеси 5Ti+3Si: исследование структурных изменений.

2. Суоров В.А. школьник, Классен Н.В. (¹ Физмат лицей, Сергиев Посад; ² ИФТТ РАН, Черноголовка). Химическое и механическое упрочнение поверхности металлических конструкций непосредственно в местах их службы.

3. Кислов В.М. молодой ученый, Глазов С.В., Колесникова Ю.Ю., Салганская М.В. (ИПХФ РАН, Черноголовка). Конверсия аэрозоля, образующегося при газификации древесины, в горючий газ путем неполного окисления воздухом.

4. Коньрова¹ К.Б. магистрант, Литовченко¹ Н.В., Потанин¹ А.Ю., Погожев¹ Ю.С., Новиков¹ А.В., Кочетов^{1,2} Н.А. (¹ НИТУ «МИСиС», НУЦ СВС «МИСиС-ИСМАН», Москва; ² ИСМАН, Черноголовка). СВС-электродные материалы для осаждения покрытий медицинского назначения.

5. Ручкина В.С. магистр, Куц А.В. магистр, Кузина А.А. (Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара). Влияние параметров смешивания порошков меди и нитрида кремния на технологические свойства смесей.

6. Куц А.В. магистр, Ручкина В.С. магистр, Кузина А.А. (Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара). Получение лигатурных брикетов Cu-Si₃N₄ для модифицирования алюминиевых сплавов.

7. Афонин А.В. студент, Носова Е.А. (ФГФОУ ВПО «Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева»). Расчёт массовой доли алюминия и титана для получения интерметаллидных катаных заготовок.

8. Кочетков Р.А. молодой ученый, Сеплярский Б.С., Ковалев И.Д. (ИСМАН, Черноголовка). Влияние способа разбавления на скорость и пределы распространения волны горения в порошковой и гранулированной смесях Ti+C.

9. Бодян А.Г. студент, Курбаткина В.В. (НИТУ «МИСиС», Москва). Зависимость механических свойств от способа и режимов компактирования СВС порошка на основе TiAl.

10. Савельев^{1,2} А.С. магистрант, Бажин¹ П.М., Столин¹ А.М., Аборкин² А.В. (¹- ИСМАН, Черноголовка; ²- ВГУ имени А.Г. и Н.Г. Столетовых, Владимир). Повышение ресурса долот лемехов плугов электродуговой наплавкой СВС-электродами.

11. Тужилкин Д.В. магистрант, Кобзев Д.Е., Хабаров С.Н., Ломакина О.В., Воробьев А.М. (ТГТУ, НОЦ ТамБГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов). Применение растворов полимерных материалов при ремонте полимерных деталей автомобилей и локальной электроизоляции.

17:30 Кофе-брейк

18:00 Спорт. Командный розыгрыш кубка имени академика А.Г. Мержанова по настольному теннису.

Пятница, 25 ноября 2016 г.

Утреннее заседание

10:00 Карпов Михаил Иванович, д.т.н., чл.-корр. РАН, заведующий лабораторией материаловедения (ИФТТ РАН, Черноголовка). Новое поколение жаропрочных сплавов на основе тугоплавких материалов (приглашенная лекция).

10:30 Амосов Александр Петрович, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедры «Металловедение и порошковая металлургия» (СамГТУ, Самара). Азидная технология СВС керамических микро- и нанопорошков (приглашенная лекция).

11:00 Зарипов Наиль Гарифьянович, д.ф.-м.н., профессор, проректор по учебной работе (УГАТУ, Уфа). Сверхпластичные керамики. (приглашенная лекция).

11:30 Кофе-брейк

11:45 1. Ch. Daulbayev, T. Dmitriyev, F. Sultanov, B. Dabynov, Zh. Yelemessova young scientist, R. Abdulkarimova, Z. Mansurov (Republican

State Enterprise on the Right of Economic Use “Institute of Combustion Problems”, Almaty, Kazakhstan). Study combustion parameters of pyrotechnic batteries based on magnesium and ZINC.

2. Суворов Д.С. магистрант, Хайдаров Б.Б., Мазов И.Н., Жукова П.А., Кузнецов Д.В. (НИТУ «МИСиС», Москва). Разработка и исследование энергоэффективной технологии получения бесцементных вяжущих методом магнитно-индукционного помола металлургических шлаков.

3. Гордеев М.С. магистрант, Галышев С.Н., Зарипов Н.Г. (УГАТУ, Уфа). Перспективы использования интерметаллидных соединений на основе Ti-Al.

4. Муканов С.К. магистрант (НИТУ «МИСиС», Москва). сравнительное исследование механических свойств покрытий $TiCaPCON+Ag$ и $TiCaPCON+V$ с антибактериальным эффектом.

5. Акопджанян Т.Г. молодой ученый, Боровинская И.П. (ИСМАН, Черногоровка). Синтез γ -AlON методом СВС при высоких давлениях газа в присутствии добавки $KClO_4$.

6. Галышев¹ С.Н. молодой ученый, Зарипов¹ Н.Г., Столин² А.М., Бажин² П.М. (¹-ФГБОУ УГАТУ, Уфа; ²- ИСМАН, Черногоровка). Влияние закалки на полноту фазового превращения в СВС-материалах системы Ti-Al-C.

7. Малахов¹ А.Ю. молодой ученый, Сайков¹ И.В., Денисов¹ И.В., Николаенко¹ П.А., Первухин² Л.Б. (¹- ИСМАН, Черногоровка; ²- ФГУП ЦНИИЧермет, Москва). Получение сваркой взрывом длинномерных цилиндрических медно-титановых токоподводов.

8. Санин¹ В.В. молодой ученый, Аникин¹ Ю.А., Филонов¹ М.Р., Юхвид² В.И., Конев³ Н.Н. (¹- НИТУ «МИСиС», Москва; ²- ИСМАН, Черногоровка; ³- ФГУП Научно-исследовательский и экспериментальный институт автомобильной электроники и электрооборудования, Москва). СВС-металлургия литых Cu-Fe материалов и последующая их механотермическая обработка для формирования однородной ультрамелкозернистой структуры.

9. Баринов¹ В.Ю. молодой ученый, Вадченко¹ С.Г., Щукин¹ А.С., Присянюк² В.В., Суворов² И.С., Гильберт² С.В. (¹- ИСМАН, Черногоровка, ²- АО «ФНПЦ «Научно-исследовательский институт прикладной химии», Сергиев Посад). Горение трёхслойных конденсированных систем $(Zr+CuO+LiF)-(LiF)-(Zr+BaCrO_4+LiF)$.

10. Карпов¹ С.В. молодой ученый, Столин² А.М., Стельмах² Л.С., Глебов¹ А.О., Стельмах² Э.В. (¹- ТГТУ, Тамбов; ²-ИСМАН, Черногоровка). Разработка и исследование математических моделей тепловых процессов свободного СВС-сжатия.

11. Богданова¹ Е.С. школьница, Урванцев² М.В. школьник, Попов³ Л.В. школьник, Богданов⁴ С.В. (¹- МОУ СОШ №75, Черногоровка; ²- МОУ СОШ №82, Черногоровка; ³- МОУ СОШ «ВЕСТА», ⁴- ЦДО

«Импульс»). Охотники за энергией 3: Физика и техника сбора энергии из окружающего мира.

12. Салганская¹ Я.Е. школьница, Классен² Н.В. (¹- Средняя школа № 82, Черноголовка; ²- ИФТТ РАН, Черноголовка). Преобразования структуры растительных материалов и их разделение на полезные компоненты.

13. Сайков И.В. молодой ученый, Алымов М.И., Вадченко С.Г., Ковалев И.Д. (ИСМАН, Черноголовка). Особенности компактирования взрывом смесей вольфрама и политетрафторэтилена.

14. Кузьмин В.С. студент, Посохов Д.В. (Томский политехнический университет, Томск). Имобилизация РАО в перовскитоподобную матрицу методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

15. Ковтун¹ А.В. студентка, Муратов² Д.Г. (¹- НИТУ «МИСиС», Москва; ²- ИНХС им. А.В.Топчиева РАН, Москва). Изучение свойств наносистемы ИК-ПАН/Fe-Pd.

16. Виниченко Ю.П. студентка (НИТУ «МИСиС»). Изучение механизма восстановления кислородосодержащих соединений никеля, полученных методом химического диспергирования.

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

КАТАЛИТИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ В ПРОЦЕССАХ ПЕРЕРАБОТКИ МЕТАНА

Дедов А.Г.

РГУ нефти и газа (НИУ) им. И.М. Губкина

Природный газ (ПГ) – энергетически ценное, экологически чистое ископаемое сырье. По оценке Международного энергетического агентства, обнаруженных запасов газа хватит на 250 лет. В наши дни более 95% газа сжигается.

РФ обладает большими газовыми ресурсами и проблема их химической переработки для нее особенно актуальна. Тому много причин: политические, логистические, технико-экономические, экологические.

Перерабатывая ПГ в ценные химические продукты, мы решаем целый ряд глобальных проблем: ресурсосбережение, рациональное природопользование, расширение сырьевых баз нефтехимии и основного органического синтеза и др.

Квалифицированная переработка газового сырья (природного и попутного нефтяного газа, биогаза) - комплексная проблема и требует участия разных специалистов: химиков, материаловедов, технологов, экономистов, экологов и др.

Основной компонент газового сырья - метан. Каталитическая переработка метана – наиболее эффективный путь, соответствующий принципам зеленой химии. Задача химиков 21 столетия – научить промышленность — это делать, создать соответствующие каталитические материалы и технологии, снижающие нагрузку на окружающую среду.

В докладе обсуждается создание высокоэффективных катализаторов на основе различных материалов (перовскитоподобных сложных оксидов, цеолитсодержащих и высоко- и нанопористых материалов и др.) для переработки компонентов природного газа в этилен, синтез-газ и др. ключевые многотоннажные полупродукты и продукты химической и топливной индустрии, а также возможности создания соответствующих технологий и опыт их реализации на промышленных предприятиях.

Представлены результаты коллектива авторов из РГУ НГ, РАН, ВИАМ и др. по созданию материалов для решения указанных проблем.

ИЗДЕЛИЯ ИЗ СВМПЭ-НАНОКОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫЕ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКОЙ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ

*Баронин¹ Г.С., Бузник² В.М., Мищенко¹ С.В., Родионов¹ Ю.В.,
Воробьев¹ Ю.В., Ушаков³ Н.В., Завражин¹ Д.О., Кобзев¹ Д.Е., Кузьмин¹ А.П.,
Хрущев¹ С.П., Воронин¹ Н.В.*

*¹⁻ ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный технический
университет», НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии»,
Тамбов, baronin-gs@yandex.ru*

*²⁻ Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных
материалов, Москва, bouznik@ngs.ru*

³⁻ ЗАО «ПОЛИНИТ», Москва, POLINIT@mail.ru

Введение

Одним из важных направлений современного материаловедения является получение полимерных композиционных материалов (ПКМ), в т.ч. с различными нанонаполнителями и разработка новых эффективных технологических процессов получения изделий с более высокими эксплуатационными характеристиками [1-3].

Целью данной работы является получение образцов изделий различного функционального назначения методами твердофазной технологии из композиционных материалов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) с различными наноразмерными наполнителями и изучение их физико-механических, деформационных, теплофизических, триботехнических и других эксплуатационных свойств в зависимости от технологических параметров твердофазной технологии, типа модификатора и его концентрации в полимерной системе.

Экспериментальная часть

Объектами исследования настоящей работы служили композиты на основе СВМПЭ производства ЗАО «ПОЛИНИТ», модифицированного наносиликатами глауконитом, цеолитом КаХ, нанографитом (НГ) и нанофтором (НФ).

Теплофизические исследования композитов проводили на модифицированном приборе DSC-2 производителя «Perkin-Elmer» (США), реализующем метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

Физико-механические свойства полимерных систем на основе СВМПЭ изучали на универсальной испытательной машине УТС-101-5.

Триботехнические исследования полимерных систем СВМПЭ+НГ, СВМПЭ+НФ, СВМПЭ+Глауконит и СВМПЭ+Цеолит КаХ проводили на машине МИР-1. при этом оценивали величину размерного I_1 и весового I_m износа образцов наноразмерных композитов.

Порошкообразные нанонаполнители НГ, НФ, цеолит КаХ и глауконит (ГЛ) в количестве 0,01; 0,1; 1,0 и 10 масс. частей на 100 массовых частей СВМПЭ до смешения (30 мин) в электромагнитном смесителе МАХИ-МІ с СВМПЭ при 1000 об/мин подвергали обработке в механоактиваторе 2SL в течение 2 минут с охлаждением водой.

Объемную штамповку изделий различного функционального назначения в твердой фазе проводили на гидравлическом прессе ТС-12 усилием 20 тс (рис. 6).

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты исследований теплофизических свойств полимерных систем «СВМПЭ + графит» «СВМПЭ + глауконит», «СВМПЭ + графит» и «СВМПЭ+цеолит КаХ» представлены на рисунках 1 – 4.

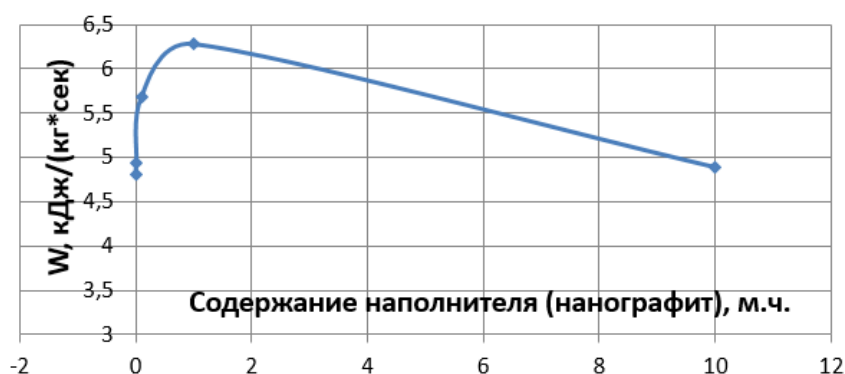


Рис. 1. Концентрационные зависимости удельной скорости поглощения энергии образцов СВМПЭ + наногрфит от содержания наполнителя



Рис. 2. Концентрационные зависимости удельной скорости поглощения энергии образцов СВМПЭ + глауконит от содержания наполнителя.

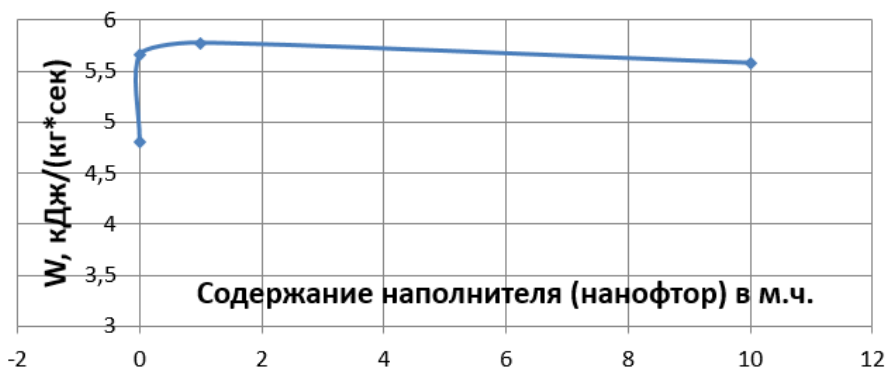


Рис. 3. Концентрационные зависимости удельной скорости поглощения энергии образцов СВМПЭ + нанофтор от содержания наполнителя.

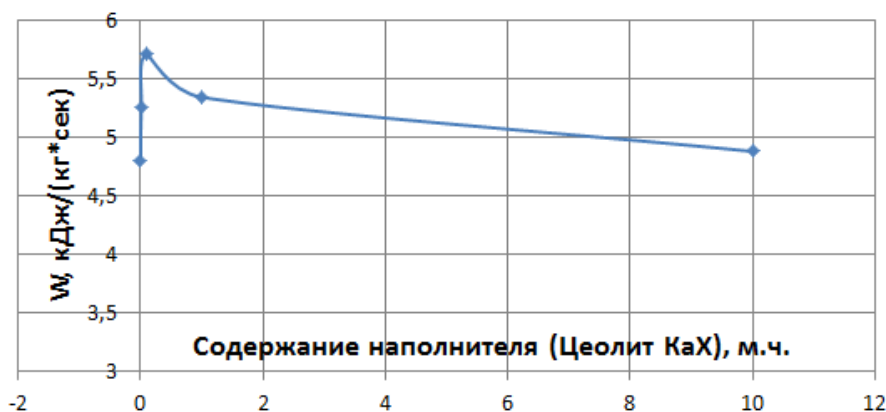


Рис. 4. Концентрационные зависимости удельной скорости поглощения энергии образцов СВМПЭ + цеолит КаХ от содержания наполнителя.

Максимальное значение W для полимерных систем СВМПЭ+ наносиликаты при концентрации нанонаполнителя (0,01-1 масс. частей на 100 масс. частей полимера) в температурном интервале плавления и сравнение площади под аномалиями в области плавления для нанокомпозитов и исходного СВМПЭ свидетельствует о том, что нанокомпозит с таким содержанием наполнителя имеет наибольшее межцепное взаимодействие в силу образования большего количества межмолекулярных связей между полимером и нанонаполнителем [3].

Наблюдаемое снижение величины W с увеличением содержания нанонаполнителя происходит из-за агрегирования наночастиц, связанного с уменьшением активности поверхностных слоев наполнителя.

На основании данных теплофизических исследований энергетического состояния исследуемых нанокомпозитов можно заключить, что наноразмерные наполнители НГ, НФ, цеолит КаХ и глауконит, прошедшие обработку в механоактиваторе, в концентрации до 1 масс. част. резко повышают взаимодействие в граничном слое полимер-наполнитель, делают структуру материала более жесткой за счет образования большего количества связей между полимерной матрицей и активными участками поверхности наноразмерного модификатора [3].

Разница в энергетическом состоянии СВМПЭ-нанокомпозита в сравнении с исходным СВМПЭ обуславливает прежде всего повышение всего комплекса физико-механических показателей системы: повышение предела прочности, предела текучести, модуля упругости при растяжении, относительной деформации в момент предела текучести, весового износа и твердости по Шору.

Исследования показали корреляцию теплофизических свойств СВМПЭ-нанокомпозитов с проведенными измерениями физико-механических показателей данных полимерных систем. Результаты приведены в таблице 1.

Следует отметить, что данные теплофизических свойств композитов СВМПЭ + графит и СВМПЭ + цеолит КаХ, полученные на приборе DSC-2, хорошо коррелируют не только с приведенными данными физико-механических свойств композитов, но и с данными теплофизических свойств теплофизических

исследований полимерных систем на основе СВМПЭ, полученных экспресс-методом [4], в первую очередь в области малых добавок наполнителей (рис. 5).

Таким образом, на основании теплофизических исследований, оценки физико-механических свойств и триботехнических исследований, показано существование корреляции между максимальной скоростью поглощения энергии W_{\max} в области плавления, пределом текучести, пределом прочности, модулем упругости при растяжении и износостойкостью полимерных нанокомпозитов на основе СВМПЭ.

Иными словами, появляется возможность управления свойствами СВМПЭ-нанокомпозитов: как составом, так и процессом их переработки в изделия различного функционального назначения (высокопрочные и ударопрочные футеровочные плиты конструкционного назначения, теплотехнические изделия, триботехнические изделия, рабочие колеса вакуумнасоса, подковы рысистых лошадей, детали механоактиватора углеводородных топлив и др., см. рис.6.).

Характер изменения комплекса свойств полимерной системы в области малых добавок и наличие точки экстремума указывает на переход системы из однофазной в двухфазную (спинодальный распад) и наоборот [7]. В точке экстремума система находится в метастабильном состоянии, где отмечается наивысшая дисперсность модифицирующей добавки в полимерной матрице и, следовательно, наивысшая гомогенность системы. Следует отметить, что схожие механизмы отмечены для полимерных смесей и сплавов, компоненты которых находятся в наноструктурированном состоянии [6].

При переходе системы из однофазной к двухфазной (расслаивание) выделяющаяся фаза находится в высокодисперсном состоянии и образует термодинамически устойчивую систему с размером частиц не выше нескольких десятков нанометров. Межфазный слой в такой полимерной системе в силу близости к критическим условиям имеет значительную толщину, а межфазная поверхность велика. Высокоразвитая поверхность раздела фаз в переходных областях граничного слоя полимера в нанокомпозитах и наличие частиц нанометрового размера и приводит к экстремальному изменению физико-химических свойств полимерной системы в данной концентрационной области, то есть являются определяющими факторами.

Таблица 1. Физико-механические показатели полимерных систем на основе СВМПЭ.

Полимерная система	Предел текучести σ_T , МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Модуль упругости при растяжении E, МПа	Весовой износ I_m , г	Твердость по Шору D, ед.	Отн. деформация в момент предела текучести δ , %
СВМПЭ исходный	23,038	45	98	0,0592	61	10,5
СВМПЭ + 0,01 м.ч. НГ	23,208	52,15	145,95	0,0363	61	15,9
СВМПЭ + 0,1 м.ч. НГ	27,255	63,6	269,8	0,0368	60	10,3
СВМПЭ + 1 м.ч. НГ	21,845	26,903	254,14	0,0562	59	8,6
СВМПЭ + 10 м.ч. НГ	15,205	56,548	170,42	0,043	62	9,5
СВМПЭ + 0,01 м.ч. глауконита	28,978	45,158	107,07	0,0363	59	34,8
СВМПЭ + 0,1 м.ч. глауконита	25,552	52,11	177,71	0,0368	59	14,8
СВМПЭ + 1 м.ч. глауконита	19,417	49,682	321,13	0,0562	60	7,0
СВМПЭ + 10 м.ч. глауконита	25,892	41,78	328,39	0,043	57	8,9
СВМПЭ + 0,01 м.ч. НФ	9,59	52,525	146,12	-	62	5,8
СВМПЭ + 0,1 м.ч. НФ	-	55,62	125,11	-	66	-
СВМПЭ + 1 м.ч. НФ	17,965	33,69	151,86	-	63	10,3
СВМПЭ + 10 м.ч. НФ	12,095	32,647	272,32	-	64	4,5
СВМПЭ + 0,01 м.ч. цеолит КаХ	20,56	70,92	275,26	-	61	8,7
СВМПЭ + 0,1 м.ч. цеолит КаХ	32,803	69,582	215,97	-	62	14,8
СВМПЭ + 1 м.ч. цеолит КаХ	7,39	10,837	88,539	-	61	6,1
СВМПЭ + 10 м.ч. цеолит КаХ	29,522	46,53	409,82	-	63	8,1

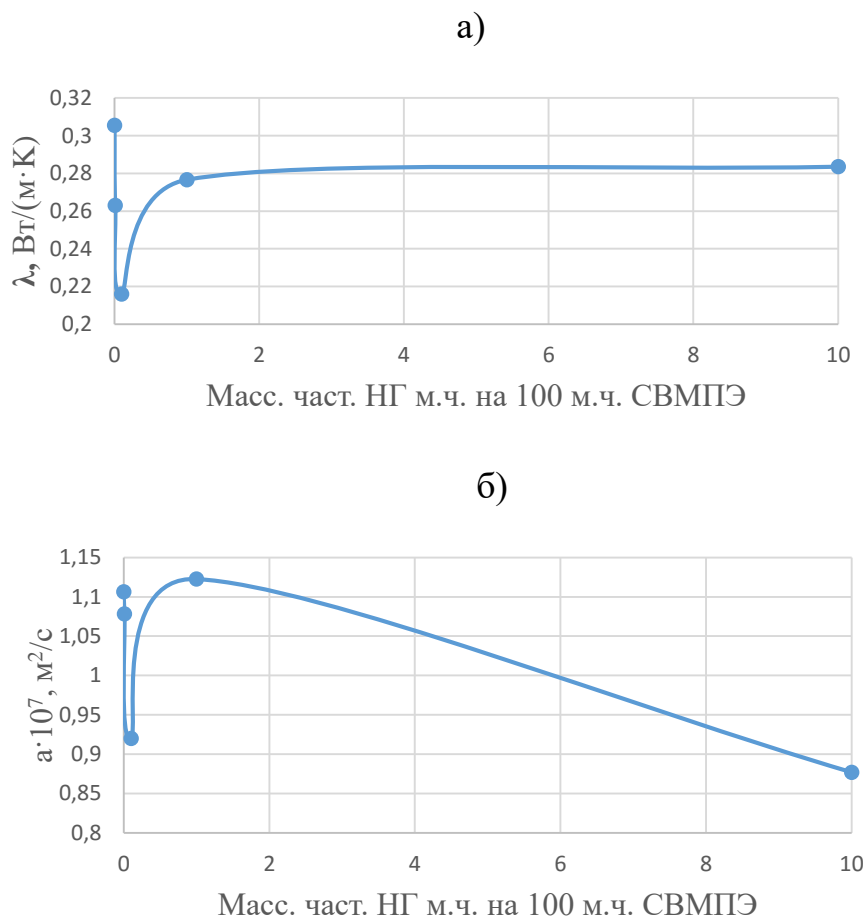


Рис. 5. Зависимость коэффициентов теплопроводности (а) и температуропроводности (б) полимерного композита СВМПЭ +нанографит от концентрации наполнителя.



Рис. 6. Изделия из СВМПЭ-композитов, полученные твердофазной объемной штамповкой: 1 – рабочее колесо центробежного насоса; 2 – рабочее колесо привода снегохода «Рысь»; 3 – детали механоактиватора моторного топлива; 4 – заготовки для штамповки рабочего колеса жидкостнокольцевого вакуумнасоса; 5 – рабочие колеса жидкостнокольцевого вакуумнасоса; 6- заготовка для штамповки подковы рысистых лошадей; 7 – подковы для рысистых лошадей.

Заключение

В работе выявлена возможность регулирования структуры и свойств полимерных композитов на основе СВМПЭ малыми добавками наносиликатов глауконита, цеолита КаХ и др. нанонаполнителями.

Разработана технология, позволяющая распространить известный метод легирования органических и неорганических материалов на технологию получения полимерных композиционных материалов с повышенными эксплуатационными показателями, отвечающих требованиям твердофазной технологии ПКМ [5], с повышенными пределом прочности σ_b , модулем упругости E и износостойкостью I_m , относительной деформации в момент предела текучести δ образцов, пониженным пределом текучести σ_T композита (см. табл. 1).

Полученные ПКМ на основе СВМПЭ с экстремальными показателями эксплуатационных свойств были выбраны для объемной штамповки готовых изделий различного функционального назначения (см. рис. 6).

Главным достоинством созданных нанокompозитов на основе СВМПЭ является тот факт, что наноразмерные силикаты, прошедшие обработку в механоактиваторе, теряют способность к агломерации, но в то же время экстремально взаимодействуют с компонентами полимерной матрицы, сохраняя свой основной комплекс физических характеристик, образуют определенные управляемые микро- и макроструктуры, ответственные за изменение эксплуатационных показателей готовых изделий.

Подобные качественные изменения состава и количественных энергетических характеристик моторного углеводородного топлива происходят при прокачивании его через механоактиватор, авторов [8-10].

Сущность этого явления состоит в протекании механохимических процессов в потоке жидких углеводородов через активатор. Эти процессы приводят к генерации активных частиц, активных компонентов и инициированию самопроизвольных химических реакций, приводящих к уменьшению молекулярной массы фракций, входящих в состав углеводородного топлива, уменьшению концентрации смолистых частиц и серосодержащих веществ. Явление обладает той особенностью, что такие процессы изменения углеводородной смеси происходят и при обычном смешивании активированного топлива с необработанным в отношении порядка один к десяти.

Природа эффекта заключается в процессах концентрирования механической энергии при гидроударах и кавитации в активаторе. Совокупность этих факторов приводит к генерации на молекулярном уровне активных частиц: свободных радикалов и ионов, органических пероксидов. В процессе активации существенную роль играет растворенный в углеводородной жидкости кислород. Роль его двоякая: во-первых, кислород необходим для генерации гидропероксидов, которые, в свою очередь, легко распадаются на свободные радикалы и являются сильными окислителями; во-вторых, кислород участвует в процессах окисления, инициируемых активными частицами с образованием различных продуктов: спиртов, альдегидов, кетонов, кислот, сложных эфиров,

углекислоты и воды. Эти процессы окисления дают необходимую энергию и сопровождаются цепными реакциями, приводящими в конечном счете к указанным изменениям состава и свойств смеси углеводов.

Список литературы:

1. Бузник, В.М. Металлополимерные нанокompозиты / В.М. Бузник, В.М. Фомин, А.П. Алхимов и др. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2005. Интеграционные проекты СО РАН. – Вып. 2. – 260 с.
2. Ломовский, О.И. Механохимические методы получения композитных материалов металл-керамика-политетрафторэтилен / О.И. Ломовский, А.А. Политов, Д.В. Дудина, М.А. Корчагин, В.М. Бузник // Химия в интересах устойчивого развития. – 2004, № 12. – С. 619-626.
3. Баронин, Г.С. Исследование строения и свойств полимерных композитов на основе политетрафторэтилена и наночастиц кобальта / Г.С. Баронин, В.М. Бузник, Г.Ю. Юрков, Д.О. Завражин, Д.Е. Кобзев, В.В. Худяков, Ю.В. Мещерякова, А.С. Фионов, Е.А. Овченков, А.А. Ашмарин, М.И. Бирюкова // Перспективные материалы. – 2014, № 7. – С. 50-61.
4. Селиванова, З.М. Интеллектуальная информационно-измерительная система для определения теплофизических свойств материалов и изделий / З.М. Селиванова, А.А. Самохвалов // Измерительная техника. – 2012, № 9. – С. 38-42.
5. Баронин, Г.С. Переработка полимеров в твердой фазе. Физико-химические основы / Г.С. Баронин, М.Л. Кербер, Е.В. Минкин, Ю.М. Радько. М.: Машиностроение-1, 2002. 320 с.
6. Баронин, Г.С. Твердофазная технология переработки полимерных нанокompозитов / Г.С. Баронин, М.Л. Кербер, К.В. Шапкин // Вестник ТГТУ. – 2005, Т. 11. № 2А. – С. 432 -438.
7. Кулезнев, В.Н. Смеси полимеров. М.: Химия, 1980. 304 с.
8. Патент RU 2411074 С1. МПК В 01 F 13/10.// Комбинированный статический смеситель-активатор/Combined direct-flow mixer and activator. // РСТ/RU 2011000028./ Номер международной публикации WO 2012/096589 А1.
9. Воробьев Ю.В. Химические процессы в органических жидкостях, инициируемые гидродинамическим активатором / Ю.В. Воробьев, А.П. Кузьмин // Вестник ТГТУ. – 2012. Том 18, №4. -. С.905-911.
10. Воробьев Ю.В. Основы теории механоактивации жидких сред / Ю.В. Воробьев, А.П. Кузьмин // Вестник ТГТУ. – 2013. Том 19, №4. -. С.608-613.

Настоящая работа выполнена в рамках базовой части госзадания Минобрнауки РФ № 2014/219, код проекта 2079, а также гранта Президента РФ поддержки ведущих научных школ НШ-2411.2014.3.

НОВЫЕ ГОРИЗОНТЫ СОТРУДНИЧЕСТВА САМАРСКОГО УНИВЕРСИТЕТА И ИСМАН

Хардин¹ М.В. Амосов² А.П.

¹⁻ Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева, Самара, mhardin@mail.ru

²⁻ Самарский государственный технический университет, Самара

История взаимодействия самарских высших учебных заведений и Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения началась более 40 лет назад. Большое количество выпускников и сотрудников Политехнического института (в последствии Технического университета) приезжало в разные годы на стажировки и в дальнейшем трудоустроивалось в ИСМАН, выполняло и защищало по тематике СВС кандидатские и докторские диссертации. Среди них д.т.н. Юхвид В.И., д. ф.-м.н. Амосов А.П. и другие известные ученые.

С приходом в 2014 году в Самарский университет заведующим кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения (ТМиАМ) ученика академика Мержанова А.Г. профессора Амосова А.П. пришел черед и нашему университету выстраивать научно-образовательные отношения с ИСМАН. Начиная со времени создания Куйбышевского авиационного института в 1942 году, кафедра ТМиАМ находилась на передовых рубежах авиационного, а впоследствии и космического материаловедения. Значимой вехой в истории кафедры стало назначение в 1957 году ее заведующим крупного учебного в области металлофизики, материаловедения и порошковой металлургии д.т.н., профессора Аксенова Г.И. Он дал новый импульс развитию кафедры, особенно в научной деятельности и подготовке высококвалифицированных кадров. При его активном участии в институте в 1958 г. была создана отраслевая научно-исследовательская лаборатория ОНИЛ-4, открыта аспирантура по специальностям "Порошковая металлургия" и "Металловедение и термическая обработка". По инициативе ректора Лукачева В.П. и заведующего кафедрой Аксенова Г.И. было организовано проектирование, финансирование, а затем и строительство нового корпуса института. В период деятельности Аксенова Г.И. (1957-1983 г.г.) в качестве заведующего кафедрой и руководителя ОНИЛ-4, подготовлено большое количество кандидатов и докторов наук, значительно увеличился объем финансирования НИР, кафедра и лаборатория укомплектовались современным оборудованием, резко увеличилось число публикаций, авторских свидетельств и патентов. Аксенов Г.И. стал заслуженным деятелем науки и техники РСФСР, Лауреатом премии Совета Министров СССР; им опубликована монография "Основы порошковой металлургии"; он сформировал научную школу в области порошковой металлургии, известную не только в нашей стране, но и за рубежом.

В современной истории Самарского университета также много значительных достижений: в 2006 году победа в национальном проекте «Образование», в 2009 году присвоен статус национального исследовательского университета и с 2013 года – участие в проекте «5-100» по повышению конкурентоспособности российских университетов. В результате объединения в 2016 году Самарского государственного аэрокосмического университета и Самарского государственного университета появилось новое название – Самарский университет.

Сегодня в университете обучается более 19 тысяч студентов, работает около 100 кафедр и 60 научных подразделений. В июне 2016 года на базе ведущих исследовательских коллективов Самарского университета, активно участвующих в образовательной деятельности, сформированы новые междисциплинарные научно-образовательные подразделения - Стратегические академические единицы (САЕ): САЕ-1 «Аэрокосмическая техника и технологии», САЕ-2 «Газотурбинное двигателестроение» и САЕ-3 «Нанопотоника, перспективные технологии дистанционного зондирования Земли и интеллектуальные геоинформационные системы». В состав стратегических академических единиц вошли ведущие научные подразделения Самарского университета, способные решать широкий спектр задач в интересах развития высокотехнологичных отраслей промышленности России благодаря высококвалифицированным кадрам и уникальному научному оборудованию.

Наряду с созданием и развитием собственных лабораторий и научных центров Самарский университет активно занимается реализацией совместных проектов с российскими и зарубежными партнерами. Так, например, с 2015 года создается совместная лаборатория ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ и Самарского университета, в 2016 году создана совместная лаборатория с Фрайбергской горной академией (Германия) «Аэрокосмические материалы и технологии» и другие.

Начиная с 2014 года, наш университет и Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения проводили мероприятия, направленные на организацию и развитие взаимодействия: 3 марта 2014 г. ректором университета Шахматовым Е. В. и директором ИСМАН Алымовым М. И. было подписано соглашение о сотрудничестве, в котором были намечены научные и образовательные проекты. В декабре 2015 года Ученый совет Самарского университета принял решение о создании базовой кафедры в ИСМАН «Порошковая металлургия наноматериалов» и 12 мая 2016 вышел приказ ректора о ее создании. В июне-сентябре 2016 года были утверждены положение о базовой кафедре и ее программа развития. Базовая кафедра создана в целях профессиональной адаптации студентов, магистрантов, аспирантов и докторантов, развития у них творческого, гибкого и адаптивного мышления, необходимого для эффективной работы, улучшения качества подготовки обучающихся, усиления научной направленности учебного процесса, приобретения обучающимися навыков профессиональной научной работы, а также в целях повышения уровня прикладной направленности и научной

обоснованности исследований, проведения совместных научных исследований и внедрения результатов научно-исследовательских работ в производство в аэрокосмическом кластере Самарской области, расширения международного сотрудничества, реализации совместных научно-образовательных проектов. В программе развития базовой кафедры на ближайшие два года намечены: кратковременные и длительные стажировки научно-педагогических работников, магистрантов и аспирантов Самарского университета; участие их в конференциях и школах, проводимых ИСМАН; передача учебной нагрузки на базовую кафедру и адаптация нескольких учебных курсов; разработка тематики научно-образовательных проектов и соответствующих лабораторных работ; подготовка предложений и проведение переговоров с предприятиями Самарского региона о внедрении разработок по направлениям ИСМАН; создание в ИСМАН новой научно-образовательной лаборатории.

К настоящему времени создано около 100 конкретных разновидностей технологии СВС, позволивших синтезировать свыше тысячи веществ и материалов, в том числе наноматериалов, наносить покрытия, сваривать детали. Однако очень мало количество разработок по применению материалов и технологий СВС в авиационной и ракетно-космической технике, т.е. значительный потенциал СВС в этой области остается пока нереализованным. СВС-разработки в 1984-1992 годах уже реально использовались на производстве в Куйбышевском МПО им. Фрунзе (ныне ПАО «Кузнецов»). Наиболее впечатляющие результаты были получены при газостатном СВС-спекании электроизоляционных втулок из нитрида бора. В настоящее время среди перспективных обсуждаемых направлений: разработка технологий СВС керамических и металлокерамических порошков и нанопорошков карбидов, нитридов, оксидов для использования в теплозащитных и износостойких покрытиях изделий; разработка технологий СВС легких пористых керамических материалов для применения в качестве теплозащиты, а также эффективных фильтров и тепловых трубок; разработка газостатной технологии СВС изделий из жаропрочной высокоплотной нитридной керамики; разработка технологии СВС-прессования металлокерамических материалов для применения в качестве легкой брони, износостойких деталей, режущего инструмента, катодов и мишеней при нанесении покрытий; разработка технологии СВС-литья многокомпонентных суперсплавов для лопаток ГТД и защитных покрытий на них; разработка технологий применения процессов и продуктов СВС для получения армированных композиционных материалов и другие процессы.

Для осуществления намеченных планов есть все предпосылки: поддержка проектов руководством ИСМАН и Самарского университета, гостеприимство и забота, в которую попадают самарцы в ИСМАН, интересные и перспективные намеченные темы, заинтересованность Самарских предприятий, а также, конечно, студенты и сотрудники, которые уже начали работать в данном направлении. Впереди у нас большая и интересная работа, которая, безусловно, даст значительные научные и практические результаты.

АЗИДНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ СВС КЕРАМИЧЕСКИХ МИКРО- И НАНОПОРОШКОВ

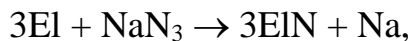
Амосов А.П.

*Самарский государственный технический университет, Самара,
egundor@yandex.ru*

Азидная технология СВС, которая сокращенно обозначается как СВС–Аз, разработана в СамГТУ. Она основана на использовании в процессах СВС в качестве азотирующего реагента порошка твердого азиды вместо газообразного или жидкого азота при синтезе азотсодержащих соединений (нитридов и карбонитридов). Азидами называют соли азотистоводородной кислоты HN_3 . Большинство азидов обладает взрывчатыми свойствами, что ограничивает их применение в технологии СВС–Аз. При исследовании процессов СВС–Аз использовались азиды аммония (NH_4N_3), лития (LiN_3) и бария (BaN_6). Однако практическое применение в технологии СВС–Аз нашел только азид натрия NaN_3 , который производится в промышленном масштабе, является невзрывчатым, негигроскопичным и нелетучим. При нагреве в волне горения порошок твердого азиды натрия разлагается на металлический натрий и азот с большим содержанием активного атомарного азота:

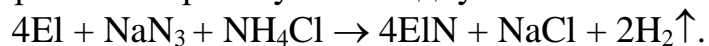


что облегчает протекание реакции азотирования, которую в обобщенном виде можно представить формулой



где $\text{Ei} = \text{Ti}, \text{Zr}, \text{Hf}, \text{Nb}, \text{Ta}, \text{V}$.

Пары натрия также играют положительную роль, восстанавливая оксиды на поверхности порошка азотируемого элемента и тем самым очищая его. Однако натрий является пожароопасным, что может приводить к самовозгоранию образцов после извлечения их из реактора СВС–Аз. Поэтому в исходную смесь порошков добавляется галоидная соль, например, NH_4Cl , которая связывает образующийся натрий в нейтральную галоидную соль:

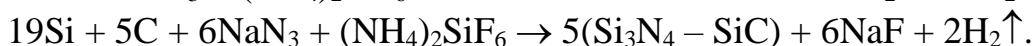
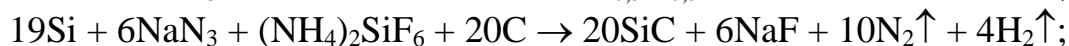
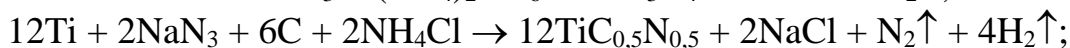
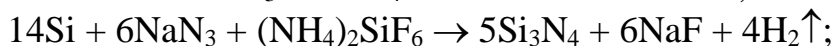
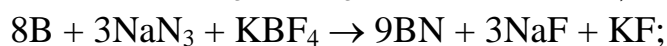
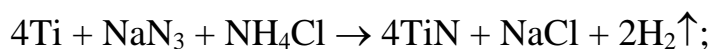


Выделяющийся водород сгорает на выходе из реактора СВС–Аз, а соль NaCl легко отделяется от целевого продукта водной промывкой. В итоге получается высокочистый нитрид элемента с высокой степенью азотирования.

В ходе разработки технологии СВС–Аз роль галоидной соли была существенно расширена. Если первоначально ее вводили в основном для нейтрализации пожароопасного натрия, то впоследствии она уже содержала в своем составе азотируемый элемент, например, AlF_3 или Na_3AlF_6 , а для таких нитридов, как Si_3N_4 и BN , были использованы комплексные галоидные соли, содержащие, помимо галогена и азотируемого элемента, аммонийную группу: $(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6$ и NH_4BF_4 . В последних случаях использование галоидных солей в

исходных шихтах СВС–Аз не менее эффективно, чем самого азида натрия. Например, в случае $(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6$ при синтезе нитрида кремния ионы фтора катализируют процесс азотирования, аммонийная группа проявляет как азотирующее, так и восстановительное действие, а кремний, не имеющий оксидной пленки, азотируясь в газовой фазе, способствует образованию волокон Si_3N_4 . Подчеркнем, что образование волокон целевых нитридов в процессах СВС–Аз является важным их достоинством. Именно системы с использованием галоидных солей оказались наилучшими для практической реализации.

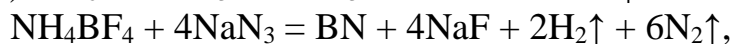
Технология СВС–Аз основана на сжигании исходной смеси порошков "элемент + азид нитрия + галоидная соль". Разработаны технологические процессы получения таких азотсодержащих порошков, как нитриды титана, циркония, гафния, алюминия, бора, кремния; карбонитрид титана; карбид кремния, композиты $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{SiC}$, $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{AlN}$ и другие. Приведем реакции синтеза некоторых из них:



Технологический процесс СВС–Аз включает в себя операции подготовки компонентов шихты, смешивания исходных компонентов, синтеза в реакторе СВС–Аз и промывки готового продукта.

Керамические порошки марки СВС-Аз имеют следующие характеристики. Порошок нитрида кремния может содержать от 40 % до 95 % α -фазы Si_3N_4 в виде анизотропных волокон диаметром $\ll 1$ мкм. Частицы нитрида бора ультрадисперсны, имеют форму дисков, диаметр которых в 10-15 раз больше их толщины с размером около 20 нм. Порошки нитридов Al, Ti, Zr и Hf отличаются от аналогичных порошков традиционной технологии печного синтеза более разветвленной структурой, характерной для формирования соединений из газовой фазы. Так как они имеют удельную поверхность 4-8 м²/г, то они относятся к микро - и нанопорошкам. Для порошков СВС-Аз характерна высокая чистота не менее 97-98 %.

В последние годы большое внимание уделяется применению процесса СВС-Аз для получения наноразмерных порошков нитридов. Главным приемом при этом является использование комплексных галоидных солей элементов, которые необходимо азотировать, в качестве прекурсоров этих элементов вместо порошков чистых элементов в составе исходной смеси порошков, то есть использование систем «галоидная соль – азид натрия»:



При этом нитрид титана синтезируется в форме наноструктурных частиц: волокон диаметром 50-100 нм и кристаллитов со средним размером 100-200 нм. Нитриды кремния и алюминия кристаллизуются в форме нановолокон диаметром около 100 нм, в то время как нитрид бора в виде смеси микро – и наноразмерных частиц.

Этот же прием применяется для синтеза наноструктурных композиционных порошков. Например, в случае TiN-BN используются прекурсоры обоих азотируемых элементов: Na_2TiF_6 и KBF_4 , а в случае AlN-BN используются прекурсоры AlF_3 и KBF_4 или NH_4BF_4 . Главная проблема при применении этого приема заключается в присутствии в синтезируемом композиционном порошке трудно удаляемых побочных фаз, то есть примесей.

Недостатком азидной технологии СВС является то, что азид натрия отличается высокой токсичностью и более высокой стоимостью по сравнению с газообразным азотом. Кроме того, в азидной технологии продукты синтеза загрязнены побочными продуктами (солями фторидов или хлоридов), что требует дополнительной операции – водной отмывки, которая к тому же может приводить к частичной гидролизации целевого продукта, увеличению содержания кислорода в нем, тем самым ухудшая его качество.

СВЕРХПЛАСТИЧНЫЕ КЕРАМИКИ

Зарипов Н.Г.

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
«Уфимский государственный авиационный технический университет»,
Уфа*

Представлен обзор керамик, в которых обнаружен эффект сверхпластичности. Рассмотрены два типа сверхпластичности, наблюдаемые в керамических материалах: трансформационная сверхпластичность, обусловленная наличием внутренних напряжений в результате фазовых превращений, и структурная (микрозеренная) сверхпластичность, обусловленная формированием микрокристаллической структуры. На основе литературных данных проанализированы феноменологические параметры сверхпластической деформации, микроструктурные изменения и механизмы деформации керамик. Выявлены особенности проявления сверхпластического течения в керамиках, по сравнению с металлами и сплавами.

Особое внимание уделено сравнительным исследованиям высокотемпературной деформации однофазной керамики, не содержащей аморфной или жидкой зернограничной фазы, и керамики, содержащей жидкую фазу при температуре деформации. На примере изучения деформационного поведения модельной керамики на основе селениоксида висмута (Bi_2O_3) показано, что даже при наличии достаточно крупнозернистой микроструктуры (10 мкм) керамика может проявлять сверхпластические свойства, причем в однофазной керамике феноменология, структурные изменения и механизмы сверхпластической деформации носят общий характер с традиционно сверхпластичными материалами.

При формировании зернограничной жидкой фазы при температуре деформации (Bi_2O_3 керамика с добавками стеклообразующей V_2O_5 фазы) высокотемпературное поведение керамики принципиально меняется: наблюдается резкое снижение напряжения течения, деформация осуществляется путем ньютоновского вязкого течения с высоким коэффициентом скоростной чувствительности к напряжению течения ($m \rightarrow 1$), не выявляется деформационный рельеф. Однако в этих условиях резко снижается пластичность и переход керамики в сверхпластическое состояние не наблюдается. Предложена структурная модель деформации керамических материалов с жидкой фазой по границам зерен, объясняющее такое поведение.

ВОЛНОВОЕ ДЕФОРМАЦИОННОЕ И КОМБИНИРОВАННОЕ УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Киричек А.В.

*ФГБОУ ВО Брянский государственный технический университет,
avkbgtu@gmail.com*

Современный уровень техники предъявляет все более жесткие требования к несущей способности, надежности и долговечности изделий, что обеспечивается как конструированием материалов новых поколений, так и созданием новых технологий обработки, которые должны не только эффективно использовать эксплуатационные свойства новых материалов, но и усиливать их.

Анализ технологических возможностей способов поверхностного упрочнения материала свидетельствует об ограниченности каждого. Прослеживается зависимость, чем больше обеспечиваемая твердость, тем меньше глубина упрочненного слоя, и наоборот. Упрочнение приводит к существенному повышению предела текучести и предела прочности материала, но значительно снижает его пластичность. Для получения оптимального комплекса свойств высокопрочных материалов необходимо не только упрочнять приповерхностный слой, но и наоборот, сохранять вязкость, пластифицировать его.

Прирост прочностных свойств конструкционных материалов за последние десятилетия был обусловлен в основном разработкой сплавов с новым химическим и фазовым составом, но в последние годы наметились новые пути повышения свойств конструкционных материалов за счет целенаправленного формирования интенсивной пластической деформацией микро- и нанокристаллической структуры, позволяющей наряду с повышением прочности и твердости сохранять высокий уровень вязкости и пластичности.

Из мировой научной и технической практики известно, что получение значительных деформаций за счет создания больших давлений в области контакта при сравнительно небольшой затраченной мощности ударное нагружение материала наиболее эффективно. Однако, при одной и той же энергии удара в зависимости от способа подвода энергии и применяемой ударной системы достигаются разные результаты. Эффективность динамического нагружения определяется формой импульса, поступающего в очаг деформации.

Проведенные исследования показали, что в ударных системах с промежуточным звеном генерируются плоские акустические волны, которые характеризуются законом изменения сил (амплитуды волны деформации) во времени, максимальным значением сил, временем и периодичностью действия сил (длительность и скважность импульса) и энергией волны деформации.

Волна деформации состоит из потока пролонгированных ударных импульсов (период волны), имеющих головную и хвостовую части. Параметры головной части импульса в основном зависят от геометрических размеров и свойств материала бойка и волновода, скорости удара бойка по волноводу. Хвостовая часть импульса формируется за счет энергии отраженных волн деформации и зависит от упругопластических свойств нагружаемого материала, приведенной кривизны инструмента и обрабатываемой поверхности. Использование хвостовой части позволяет пролонгировать воздействие ударного импульса на материал, интенсифицировать упругопластическую деформацию и в 3-5 раз увеличить количество передаваемой в очаг деформации энергии, по сравнению с ударными системами без промежуточного звена.

Статическое поджатие волновода с инструментом к нагружаемой поверхности создает условия для предотвращения преждевременного разрыва контакта в процессе удара, обеспечивая рекуперацию отраженных волн деформации. Большое количество управляемых технологических факторов обеспечивает высокую управляемость и гибкость процесса, широкие возможности варьирования параметрами качества поверхностного слоя.

Способ позволяет получать на полноразмерных изделиях гетерогенно упрочненную структуру с заданными свойствами, как по глубине, так и вдоль упрочненной поверхности, структурировать на нано уровне наиболее упрочненные области. Электронный микроскоп позволяет фиксировать структурные составляющие, размер которых варьируется в диапазоне 30...90 нм. По сравнению со сплошным упрочнением материала, потеря ударной вязкости материала с гетерогенной структурой в 7 раз меньше.

Установлена возможность получения глубокого упрочненного слоя, 10...15 мм, что в 2-3 раза выше, по сравнению с известными способами деформационного упрочнения. Упрочняется не только контактная, но и опорная поверхности в результате действия отраженных волн деформации. На абсолютные значения параметров упрочненного слоя влияют форма и размеры упрочняемого изделия вследствие изменения волновых состояний материала в теле образца, формирования областей концентрации сжимающих и растягивающих напряжений. Следует учитывать и влияние технологической наследственности, сформированной на предшествующих технологических операциях, анизотропии свойств, вследствие направленной деформации зерен. Уникальна возможность снижения, вплоть до ликвидации, анизотропии, за счет дробления зерен.

Эффективность волнового деформационного упрочнения, в том числе в сочетании с ХТО (цементацией), определялась экспериментально. В результате гетерогенного упрочнения материала волной деформации, в т.ч. комбинированного, отмечено кратное (в 7-10 раз) повышение долговечности при работе в условиях контактно-усталостного изнашивания.

Список литературы:

1. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г. Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием: Библиотека технолога. – М.: Машиностроение, 2004. – 288 с.
2. Лазуткин А.Г., Киричек А.В., Степанов Ю.С., Соловьев Д.Л. Механика нагружения поверхности волной деформации // М.: Машиностроение-1, 2005. - 150 с.
3. Повышение контактной выносливости деталей машин гетерогенным деформационным упрочнением статико-импульсной обработкой / А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, С.В. Баринов, С.А. Силантьев // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2008, №7(43). – С. 9-15.
4. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Тарасов Д.Е. Упрочнение железоуглеродистых сплавов комбинированной обработкой волной деформации и цементацией // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2013, № 12 – С. 36-39
5. Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Создание поверхностного слоя с высокими эксплуатационными свойствами волновым деформационным упрочнением // Справочник. Инженерный журнал с приложением. 2014. № 4 (205). С. 3-7.
6. Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Перспективы кратного повышения эксплуатационных свойств естественным армированием металлических материалов при технологическом обеспечении многоуровневой гетерогенной структуры // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 4 (112). С. 3-10.
7. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Кузьменко А.П. Использование ударных волн деформации для наноструктурирования металлических материалов // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2015, № 8 (50) . – С. 17-22.

НОВОЕ ПОКОЛЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛОВ

Карпов М.И.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, karpov@issp.ac.ru

Представлен обзор достижений в области исследования и разработки новых жаропрочных материалов на основе систем Nb-Si и Mo-Si и технологий получения этих материалов и изделий из них для применения в газотурбинных двигателях. Создание таких материалов является одной из важнейших задач современного материаловедения. Это связано с тем, что используемые в настоящее время для этих целей никелевые суперсплавы, имеют низкую температуру плавления $\sim 1400^{\circ}\text{C}$, которая ограничивает их собственную максимальную рабочую температуру интервалом $1100-1150^{\circ}\text{C}$ и температуру газа на выходе из турбины значениями $1300-1400^{\circ}\text{C}$. Этот температурный интервал является неблагоприятным с технической точки зрения, поскольку чем выше температура газа в двигателе, тем выше термодинамическая эффективность его работы, и с экологической, поскольку, чем выше температура газа в двигателе, тем меньше загрязнение атмосферы оксидами углерода и нитридами. Дальнейшее повышение температуры газа на выходе из турбины возможно при создании новых жаропрочных сплавов на более тугоплавкой основе. Приведены результаты исследований США, ЕС, Японии, России.

ПРЕДЕЛ УСТОЙЧИВОСТИ ФРОНТА ГОРЕНИЯ БИДИСПЕРСНОГО ТВЕРДОГО ТОПЛИВА В НАКЛОННОМ ВРАЩАЮЩЕМСЯ РЕАКТОРЕ

Вельковская¹ И.И. студентка, Подлесный² Д.Н, Зайченко² А.Ю.

¹- *Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,
Москва, velkovskaya.i@gmail.com*

²- *Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка*

При изучении процессов фильтрационного горения в пористой системе, содержащей твердое горючее и пористый негорючий материал, с вынужденной фильтрацией газообразного окислителя, в ряде случаев наблюдается возникновение и развитие неустойчивости фронта горения. Одной из причин неустойчивости плоского фронта волны горения является нарушение однородности фильтрации газообразного окислителя вследствие выгорания горючего из исходной смеси. Неустойчивость также может определяться различием фильтрационных свойств исходных веществ и твердых продуктов горения [1].

Одним из способов стабилизации фронта горения является применение наклонного вращающегося реактора [2]. Используемый тип реактора позволяет объединить достоинства вращающихся печей (в частности, перемешивание сырья) с преимуществами фильтрационного горения в плотном слое – эффективной рекуперацией тепла в зоне горения и, как следствие, высоким КПД процесса. В наклонном вращающемся реакторе процесс горения может быть стабилизирован, подавляя неустойчивости плоского фронта горения, за счет перемешивания материала [3]. Однако до сих пор не было проведено систематического исследования влияния изучаемых параметров (расход окислителя, фракционный и процентный состав компонентов смеси), ограничивающих применимость газификаторов данного типа.

В связи с этим работа посвящена экспериментальному исследованию фильтрационного горения углеродсодержащего твердого топлива в наклонном вращающемся реакторе с плотным слоем шихты.

Исследование проводили на лабораторной установке с внутренним диаметром реактора 66 мм (рис.1).

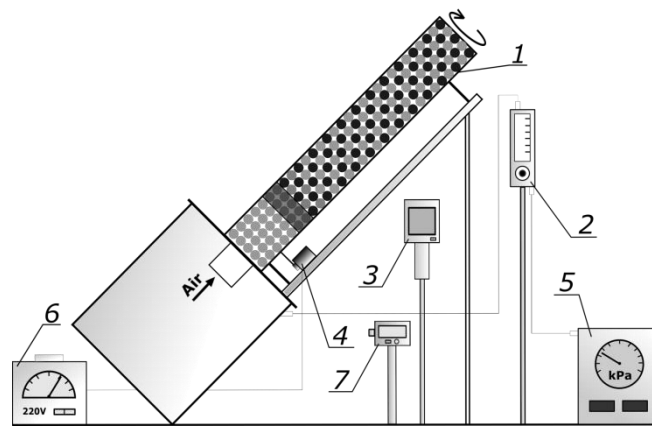


Рис.1. 1 – реактор, 2 – электронный расходомер, 3 – тепловизионная камера, 4 – привод реактора, 5 – компрессор, 6 – ЛАТР, 7 – камера.

В качестве объекта исследования использовали смесь каменного угля (фракция 1-2 мм и 5-7 мм) и инертного компонента (дробленый шамотный кирпич фракции 5-7 мм) в соотношении 1:1. Использование таких топливных составов смеси, с одной стороны, объясняется содержанием мелкой фракции в реальных угольных топливах, и, с другой стороны, созданием условий, ухудшающих фильтрационные свойства используемых составов.

Для характеристики неустойчивости фронта фильтрационного горения был введен безразмерный коэффициент, равный отношению максимальной ширины фронта к её минимальному значению (рис.2):

$$k = \frac{L_{\max}}{L_{\min}} \quad (1)$$

На рис.3 показан пример расчета для смеси с 20% содержанием мелкой фракции и углом наклона 45° мгновенных значений k (на графике обозначено квадратными маркерами) и его среднее значение (пунктирная линия), а также для смеси с 80% содержанием (круглыми маркерами), как видно на графике развитие неустойчивости фронта происходит в начале эксперимента, и за короткое время происходит полное разрушение его структуры. Из (1) следует, что при стремлении k к 1 фронт горения становится более равномерным, и, соответственно, более устойчиво протекает процесс газификации.

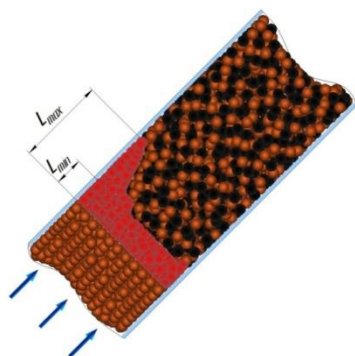


Рис.2. К определению максимальной и минимальной ширины фронта горения.

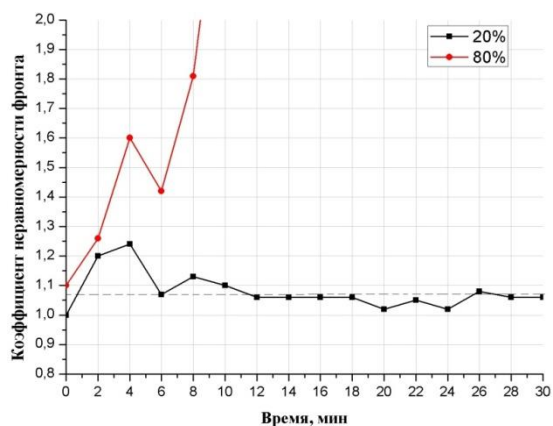


Рис.3. Определение мгновенных и средних значений коэффициента неравномерности фронта горения.

На рис.4. представлены результаты двух серий экспериментов с различными углами наклона реактора – 30° и 45° . При содержании в топливе мелкой фракции от 0% до 60% для обоих углов наклона значения k не превышают 1.2, что говорит о практически плоском фронте горения. Оказалось, что при превышении содержания мелкой фракции в топливе выше 60% происходят значительные искажения структуры фронта горения, которые могут приводить к нарушению протекания процесса газификации, значения коэффициента неравномерности резко возрастают. Эта область на графике заштрихована. Примеры подобных искажений представлены на рис.5.

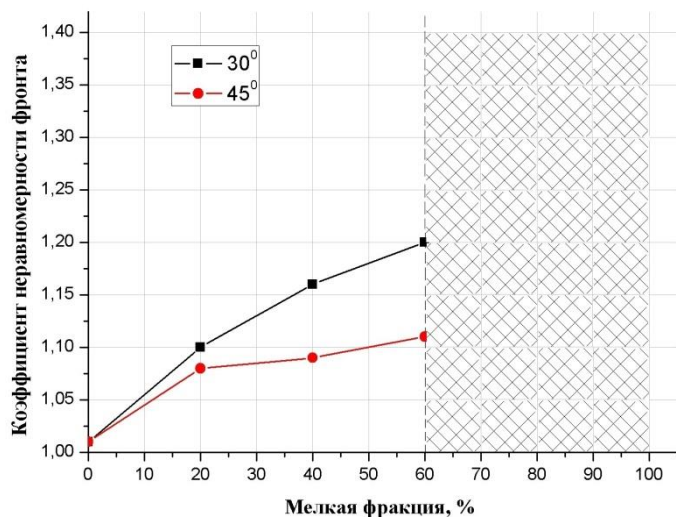


Рис.4. Значения средних коэффициентов неравномерности фронта горения

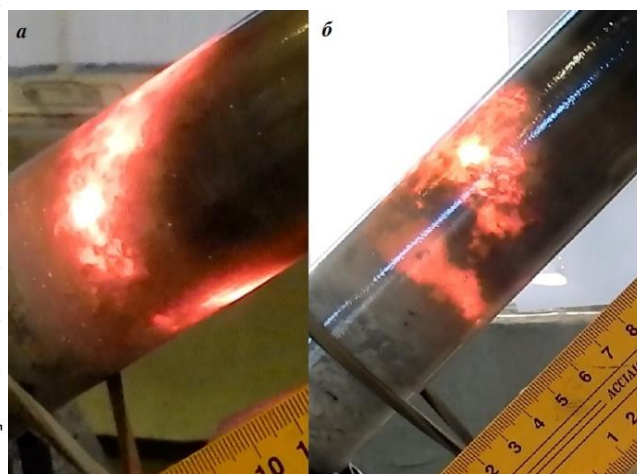


Рис.5. Примеры искажений фронта горения: а – наклон 30° , б – наклон 45° .

В работе предложен способ характеристики устойчивости фронта фильтрационного горения, позволяющий оценить его максимальные отклонения от его нормального состояния. Были проведены две серии экспериментов при

разных углах наклона реактора с различным процентным содержанием мелкой фракции в топливе.

Было показано, что при выбранных параметрах эксперимента, наблюдается стабильное протекание процесса (с незначительными флуктуациями) в тех случаях, когда процентное содержание мелкой фракции не превышает 60%. Дальнейшее увеличение содержания мелкой фракции в топливе приводит к нарушению структуры фронта горения, что, скорее всего, связано с ухудшениями фильтрационных характеристик смеси в виду локальных скоплений мелких частиц топлива, в результате чего происходит нарушение равномерности фильтрации газообразного окислителя по объему реактора.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Российского фонда фундаментальных исследований №16-33-00776.

ГАЗИФИКАЦИЯ ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО ТОПЛИВА В ФИЛЬТРАЦИОННОМ РЕЖИМЕ

Дурум¹ А.А. студентка, Подлесный² Д.Н.

*¹- Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,
Москва, asya.durum@gmail.com*

²- Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка

Газификаторы плотного слоя, работающие в режиме фильтрационного горения со сверхадиабатическими разогревами, позволяют перерабатывать высокозольные и высоковлажные виды топлива с высокой экологической чистотой и высоким КПД процесса. Однако, к недостаткам газификаторов такого типа следует отнести их относительно низкую удельную производительность. Существует несколько способов увеличения производительности. Один из способов – увеличение расхода окислителя, но этот способ имеет ограничение, связанное с нарушением плотного слоя шихты при больших расходах окислителя (образование псевдооживленного слоя). Другой способ – увеличение поверхности реагирования топлива за счет уменьшения размера его частиц.

Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию фильтрационного горения высокодисперсного угольного топлива (на примере древесного угля) в реакторе-газификаторе плотного слоя при подаче топлива вместе с газообразным окислителем.

Лабораторные исследования проводились в вертикальном шахтном реакторе непрерывного действия, диаметром 66 мм и длиной 475 мм (рис.1.).

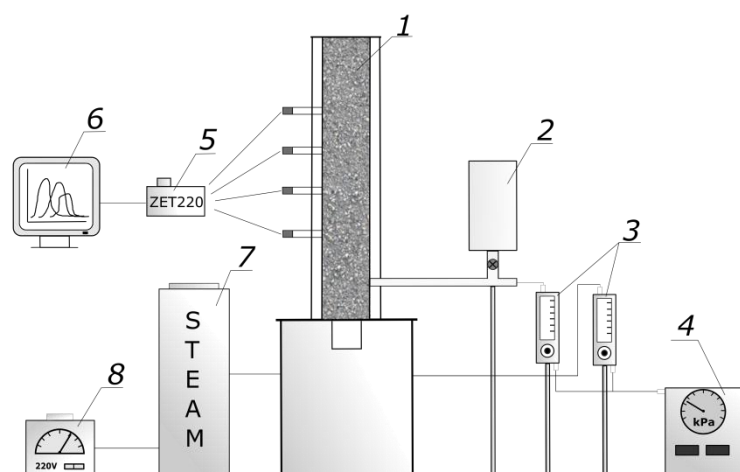


Рис.1. Схема экспериментальной установки: 1 – реактор, 2 – бункер высокодисперсного топлива, 3 – расходомеры, 4 – компрессор, 5 – АЦП, 6 – ПК, 7 – парогенератор, 8 – ЛАТР.

Объем реактора был заполнен инертным материалом. В качестве инертного материала использовались фарфоровые кольца Рашига с характерным размером 5×10 мм, в качестве топлива – древесный березовый активированный уголь марки БАУ-А. Исходное топливо измельчалось до фракции менее 160 мк.

Инициирование процесса горения осуществлялось путем первоначальной загрузки в реактор запальной смеси, разогретой до 800°C . Объем реактора выше запальной смеси заполнялся инертным материалом, создающим плотный слой, после чего производилась подача газообразного окислителя для прогрева инертной засыпки иницирующим составом. Далее, в разогретый объем реактора подавалась пылевоздушная смесь. Транспортировка пылевидного топлива в объем реактора осуществлялась пневматическим способом с механической его подачей непосредственно в поток воздуха. Такая методика подачи топлива позволяет производить регулировку его расхода двумя способами: частотой вращения шнекового питателя и расходом газообразного окислителя.

Для проверки надежности методики подачи пылевидного топлива в ряде случаев проводились повторные эксперименты, отклонение значений расходных характеристик от среднего не превышало 7%.

В работе было проведено экспериментальное исследование воздушной и паровоздушной газификации высокодисперсного топлива – древесного березового угля. Проведенный анализ образцов древесного угля показал следующий усредненный элементный состав (% масс.): С – 93; Н – 6; зольность – 1%, влажность – 9%. Низшая теплота сгорания угля - 29 МДж/кг. Эксперименты проводились на измельченном угле фракций 63-100 и менее 50 мкм. Средний расход пылевидного топлива в экспериментах составлял 0,35 г/с и был выбран таким образом, чтобы по стехиометрии его окисление происходило с преимущественным образованием СО. Расход воздуха поддерживался

постоянным и равнялся 1,5 л/с. При паровоздушной газификации угля мольное отношение пар/кислород в газообразном окислителе варьировали от 0 до 2.

Для измерения температуры использовались хромель-алюмелиновые термопары. Термопары располагались на расстоянии 65 мм друг от друга, показания термопар через АЦП выводились на компьютер в реальном времени, что позволяло контролировать положение фронта горения в одном положении путем выгрузки инерта. Состав газообразных продуктов анализировали с помощью хроматографа GC-CRYSTAL 5000.

В результате работы предложена и отработана новая методика газификации высокодисперсного твердого топлива в потоке газообразного окислителя при фильтрации смеси через инертную засыпку. Показана принципиальная возможность газификации пылевидного угольного топлива в реакторе плотного слоя с получением газообразных продуктов калорийностью до 6 МДж/м³.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №16-33-50228.

ВЛИЯНИЕ МИНЕРАЛЬНОГО СОСТАВА ЗОЛЫ НА ЕЁ ПЛАВКОСТЬ ПРИ ФИЛЬТРАЦИОННОМ ГОРЕНИИ ТВЕРДЫХ ТОПЛИВ

Фрейман¹ В.М. студент, Цветков² М.В.

¹- *МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва*

²- *Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка,
TsvetkovMV@gmail.com*

Известно, что повышение производительности современных газогенераторов сопровождается рядом технических трудностей. Интенсификация процесса во многом зависит от способа газификации, конструкции газогенератора, состава дутьевой смеси и топлива, термической стойкости и свойств золы. Решающим фактором при этом является шлакуемость и поведение золы в условиях высоких температур и газовой среды. Поэтому изучение влияния минерального состава золы твердых топлив на её плавкость имеет исключительно важное значение.

В работе определен химический состав золы твердых топлив: каменного и бурого углей, горючего сланца, торфа и лузги семян подсолнечника. Исследована плавкость золы данных топлив при газификации в режиме фильтрационного горения, и определены способы предотвращения спекания золы с инертным материалом в реакторе.

Проанализированы фазовые диаграммы добавок – оксида кремния IV и речного песка.

Предварительный анализ диаграмм K_2O-SiO_2 и Na_2O-SiO_2 указал на существование нескольких точек эвтектики с температурой плавления порядка $700-800^{\circ}C$, что необходимо учитывать, поскольку в режиме фильтрационного горения достигаются температуры порядка $1000-1300^{\circ}C$.

При фильтрационном горении может происходить агрегирование (спекание) частиц инертного материала под действием расплавленной золы, кроме того, расплавленные компоненты золы прикрепляются к стенкам реактора, в результате чего нарушается стационарный режим фильтрационного горения. Показано, что добавки оксида кремния увеличивают температуру плавления золы и тем самым способствует снижению прочности спекания инертных частиц, что приводит к увеличению верхнего температурного предела использования топлива.

Исследование золы топлив на спекаемость проводили в муфельной печи, а сжигание смесей торфа с инертным материалом и добавками оксида кремния осуществляли в вертикальном кварцевом реакторе периодического действия (рис.). При сжигании смесей в кварцевом реакторе установлено, что добавление песка (оксида кремния) к топливу позволяет поднять верхнюю температурную границу процесса.

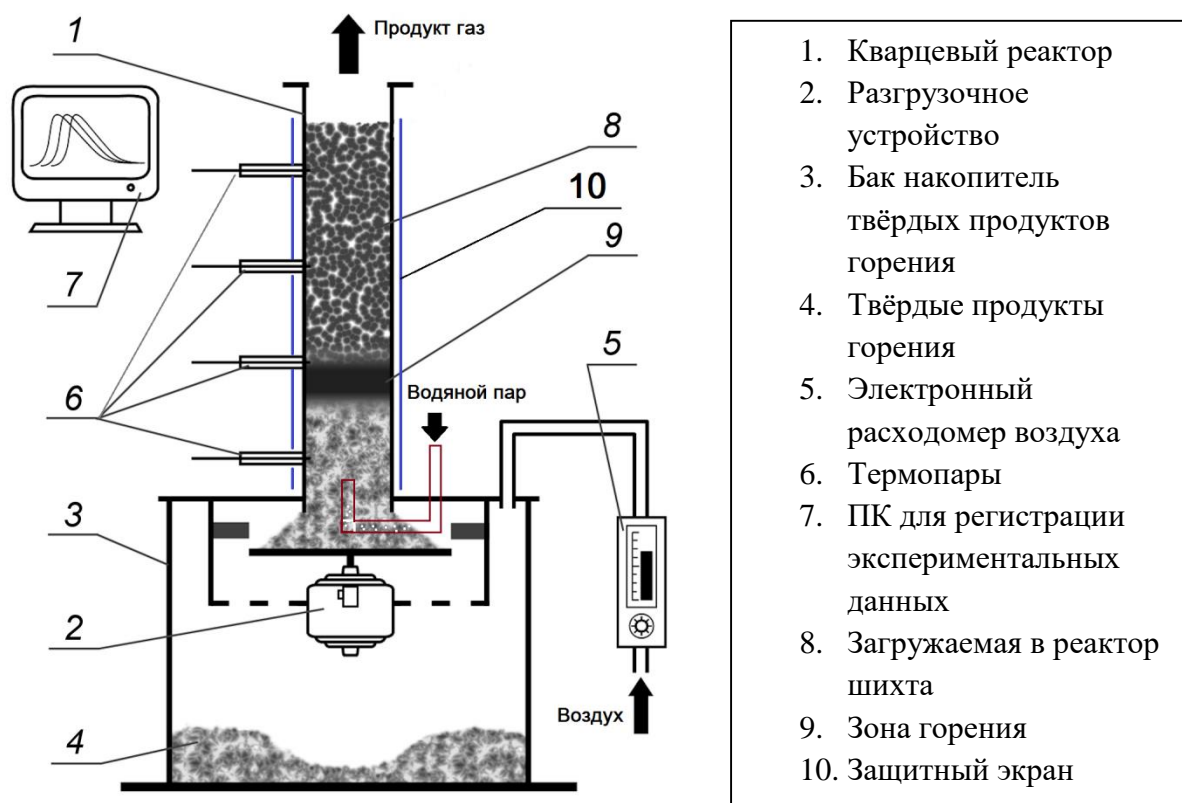


Рис. Принципиальная схема вертикального реактора ФГ.

Анализ образцов золы твердых топлив производили на сканирующем автоэмиссионном электронном микроскопе Zeiss LEO SUPRA 25. Результаты

элементного анализа пересчитывали на высшие оксиды, шлакуемость золы вычисляли по формуле:

$$R=(\text{Fe}_2\text{O}_3+\text{CaO}+\text{MgO}+\text{Na}_2\text{O}+\text{K}_2\text{O})/(\text{SiO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2)$$

Зола каменного угля относится к низкой степени шлакуемости, так как $R_{\text{к.у.}}=0,07<0,6$, в то время как зола бурого угля уже имеет средний уровень шлакуемости, $R_{\text{б.у.}}=1,07$, а $0,6<1,07<2,0$. Это объясняется более высоким содержанием серы и железа в зольном остатке бурого угля по сравнению с каменным углем. Зола торфа, согласно нашим расчётам, принадлежит к группе с высокой степенью шлакуемости, $R_{\text{т.}}=2,07$, а $2,0<2,07<2,6$.

Вышеприведенная формула не подходит для вычисления степени шлакуемости горючего сланца, так как обычно горючий сланец не шлакуется. Самый высокий показатель степени шлакуемости имеет зола лузги семян, $R_{\text{л.}}=11,04$, что является следствием большого количества оксида калия в золе.

На основании экспериментальных данных была получена эмпирическая формула, предназначенная для расчёта массы песка, которую необходимо добавить к торфу для предотвращения спёков, а также для связывания расплавленной золы, которая может приклеиться к инерту или стенкам реактора.

$$M_{\text{песка}}=[M_{\text{торфа}}*\omega_{\text{зола}}*\rho_{\text{песка}}*T_{\text{max}}R_{\text{торфа}}]/[\rho_{\text{песка}}*T_{\text{плав}}*F*(R_{\text{торфа}}-R_{\text{песка}})], \text{ где}$$

$M_{\text{песка}}$ – масса песка, который необходимо добавить к торфу, кг,

$M_{\text{торфа}}$ – масса торфа, кг,

$\omega_{\text{зола}}$ – массовая доля золы в торфе, %,

$\rho_{\text{песка}}$ – плотность песка, кг/м³,

$\rho_{\text{зола}}$ – плотность золы, кг/м³,

T_{max} – максимальная температура в зоне горения, °С,

$T_{\text{плав}}$ – температура, при которой зола начинает плавиться, °С,

$F \approx 0,505$ – безразмерный коэффициент,

$R_{\text{торфа}}$ – фактор шлакования золы торфа,

$R_{\text{песка}}$ – фактор шлакования песка (вычисляется по той же формуле, что и $R_{\text{торфа}}$).

Данная формула пригодна и для других видов топлив, которые предварительно прессуют в pellets или топливные брикеты (древесные опилки, угольная пыль, лузга семян подсолнечника и другие отходы сельского хозяйства).

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИИ ALN-BN В УЛЬТРАДИСПЕРСНОМ ДИАПАЗОНЕ С ПОМОЩЬЮ АЗИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

Богатов¹ М.М. студент, Кондратьева² Л.А.

- ¹- Самарский государственный технический университет, Самара,
bogatof.mak@yandex.ru
²- Самарский государственный технический университет, Самара

Синтез порошков нитридов и композиций на их основе в микро и наноразмерном состоянии и высокого качества на сегодняшний день является актуальной задачей. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-Аз) позволяет получать композиционные порошки, обладающие нужными свойствами, всего в одну стадию, без операции смешивания отдельно полученных порошков нитридов. Использование комплексной галоидной соли азотируемого элемента позволяет получать конечный продукт в виде ультрадисперсного (100-500 нм) и наноразмерного (менее 100 нм) порошка нитрида этого элемента [1].

Нитевидные кристаллы нитрида алюминия являются одним из наиболее перспективных армирующих наполнителей для композиционных материалов. На основе нитрида алюминия марки СВС была создана новая высокотемпературная диэлектрическая керамика. Нитрид бора применяется для получения высокоогнеупорных материалов, армирующих волокон, как полупроводниковый материал, сухая смазка для подшипников, поглотитель нейтронов в ядерных реакторах.

Известно, что свойства керамики на основе индивидуальных нитридов алюминия и бора заметно различаются. Поэтому свойства керамики на основе композиционных материалов с применением этих нитридов будут значительно различаться.

В данной работе была рассмотрена возможность получения нитридной композиции AlN-BN из систем « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNaBF}_4$ » и « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNH}_4\text{BF}_4$ », с разным соотношением x и y в системах.

Для исследования зависимостей $T, U = f(x)$ и $T, U = f(y)$ были выбраны следующие условия: давление азота в реакторе – 4 МПа, плотность исходной шихты – насыпная ($\delta = 0,34$), диаметр образца $D = 30$ мм [2].

Рентгенофазовый анализ конечного продукта проводили с помощью дифрактометра ARL X'trA-138. Результаты рентгенофазового анализа конечного продукта, синтезированного из систем « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNaBF}_4$ » и « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNH}_4\text{BF}_4$ » с разным соотношением компонентов в системах представлены на рис. 1. и рис. 2. Результаты рентгенофазового анализа показали, что в системах

« $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNaBF}_4$ » и « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNH}_4\text{BF}_4$ », имеют место следующие фазы: AlN, BN и Na_3AlF_6 .

Исследование размера и морфологии порошков нитридных композиций проводилось с помощью растрового электронного микроскопа JSM-6390A фирмы «Jeol».

Морфология частиц конечного продукта, синтезированного в системах « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNaBF}_4$ » и « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNH}_4\text{BF}_4$ » при различном увеличении представлена на рис. 3. и рис. 4.

Из рис. 3а видно, что форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNaBF}_4$ » при $x = 1$ моль имеет сферическую и равноосную форму и средний размер частиц составляет 160-200 нм. Из рис. 3б видно, что форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNaBF}_4$ » при $x = 3$ моль имеет равноосную форму и средний размер частиц составляет 120-160 нм. Из рис. 3в видно, что форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNaBF}_4$ » при $y = 3$ моль имеет равноосную форму и средний размер частиц - 130-170 нм.

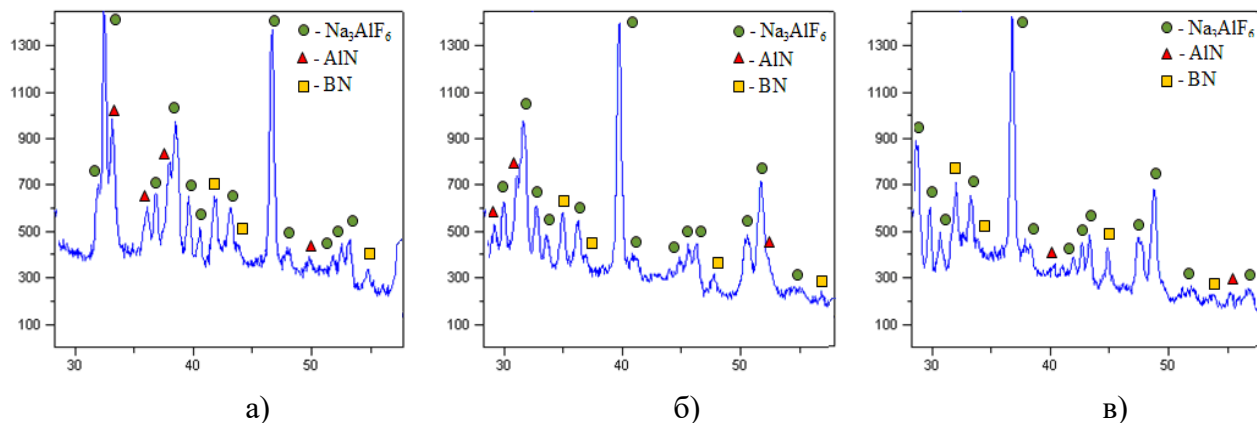


Рис. 1. Дифрактограммы конечных промытых продуктов синтеза системы « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNaBF}_4$ » с разным соотношением компонентов:

а) $x = 1$ моль; $y = 1$ моль; б) $x = 3$ моль, $y = 1$ моль; в) $x = 1$ моль, $y = 3$ моль.

Из рис. 4а видно, что форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNH}_4\text{BF}_4$ » при $x = 1$ моль имеет равноосную форму и средний размер частиц составляет 170-220 нм. Из рис. 4б видно, что форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNH}_4\text{BF}_4$ » при $x = 3$ моль имеет равноосную форму и средний размер частиц составляет 130-170 нм. Из рис. 4в видно, что форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNH}_4\text{BF}_4$ » при $y = 3$ моль имеет равноосную форму и средний размер частиц - 160-220 нм.

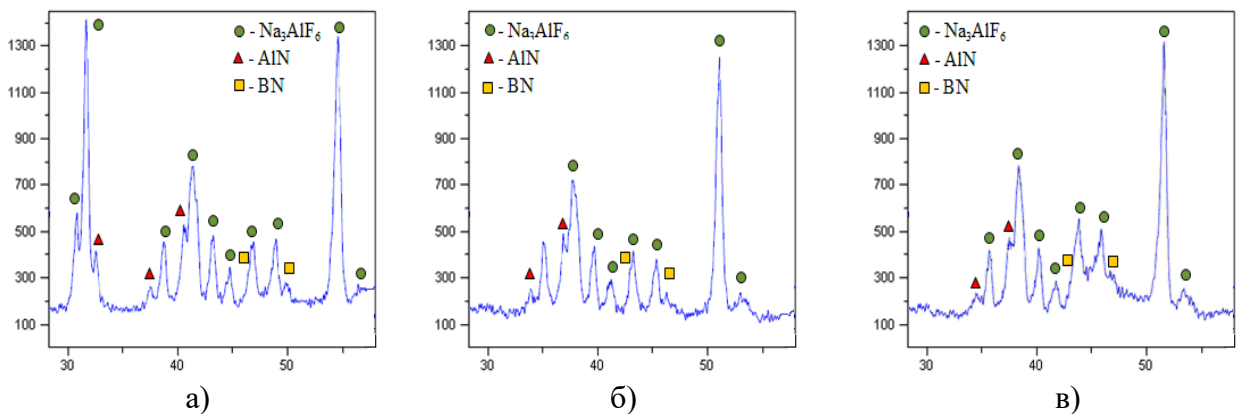


Рис. 2. Дифрактограммы конечных промытых продуктов синтеза системы « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNH}_4\text{BF}_4$ » с разным соотношением компонентов:

а) $x = 1$ моль; $y = 1$ моль; б) $x = 3$ моль, $y = 1$ моль; в) $x = 1$ моль, $y = 3$ моль.

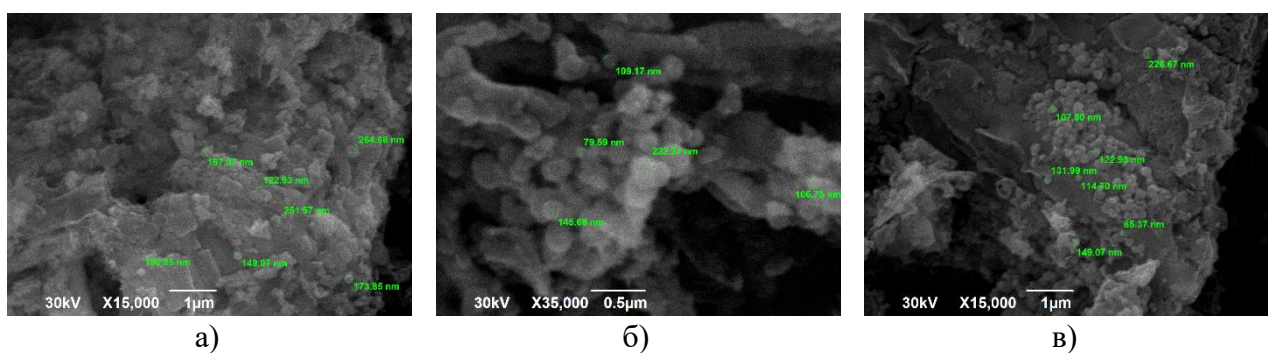


Рис. 3. Морфология частиц конечного продукта, синтезированного в системе « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNaBF}_4$ »:

а) $x = 1$ моль; $y = 1$ моль; б) $x = 3$ моль, $y = 1$ моль; в) $x = 1$ моль, $y = 3$ моль.

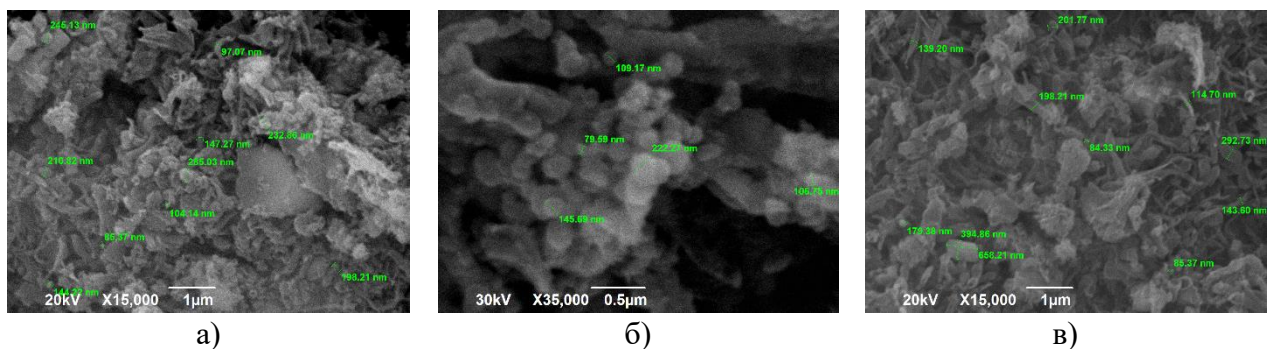


Рис. 4. Морфология частиц конечного продукта, синтезированного в системе « $x\text{Na}_3\text{AlF}_6\text{-NaN}_3\text{-yNH}_4\text{BF}_4$ »:

а) $x = 1$ моль; $y = 1$ моль; б) $x = 3$ моль, $y = 1$ моль; в) $x = 1$ моль, $y = 3$ моль.

Таким образом, полученный конечный продукт (композиционный порошок) представляет собой смесь ультрадисперсных порошков AlN, BN и побочного продукта Na_3AlF_6 .

Список литературы:

1. Бичуров, Г.В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридных композиций / Г.В. Бичуров, Л.А. Шиганова, Ю.В. Титова / М.: Машиностроение, 2012. – 519с.

2. Амосов А.П. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридов / Амосов А.П., Бичуров Г.В./ М.: Машиностроение-1, 2007.- 526 с.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ КРУПНОГАБАРИТНОГО БИМЕТАЛЛА 09Г2С+08Х18Н10Т

Ноняк Д.В. молодой ученый, Первухина О.Л.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки **Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской академии наук, Черноголовка, nonyak@bk.ru***

Развитие в последние годы нефте- и газодобывающих отраслей отечественной промышленности предопределило рост потребностей в современных материалах, к которым относятся слоистые композиционные материалы – биметаллы [1].

Одной из прогрессивных технологий получения биметаллов является сварка взрывом, позволяющая получать листы биметалла с практически любым сочетанием слоёв с минимальными затратами трудовых и энергетических ресурсов. До некоторых пор считалось, что сварка взрывом не накладывает каких-либо ограничений на размеры свариваемых изделий, так как поддержание на постоянном уровне в пределах всей площади свариваемых заготовок технологических параметров (сварочного зазора, высоты заряда, скорости детонации) при параллельной схеме сварки должно автоматически вести к постоянству кинематических и энергетических параметров, и обеспечению стабильности свойств сваренного взрывом соединения [2]. Однако при более широком внедрении технологии сварки взрывом в промышленное производство выяснилось [2], что при увеличении площади плакирования наблюдается изменение свойств сварного соединения по длине сваренных заготовок. Ярко выражено данный процесс наблюдается у пар металлов, которые с металлургической точки зрения не совместимы друг с другом, например, сталь+титан [3]. При плакировании взрывом листов углеродистой стали нержавеющей изменения свойств соединения с удалением от точки инициирования заряда ВВ не наблюдали [2, 4]. Но стоит отметить, что максимальная длина изделия, на котором исследовался масштабный фактор для данных пар металлов, составляла 8000 мм [2], а что происходит со свойствами сварного соединения на больших длинах в отечественной и зарубежной литературе не указывается.

В связи с изложенным главной целью работы, является исследовать структурные изменения сварного соединения крупногабаритных листов биметалла длиной более 8000 мм углеродистая + нержавеющая сталь, полученных методом сварки взрывом.

Для решения поставленной задачи работы была произведена вырезка темплетов для металлографических исследований по всей длине полученного сваркой взрывом биметалла 09Г2С+08Х18Н10Т габаритами 29(24+5)×2000×12900 мм по направлению хода детонации заряда ВВ.

Исследование структуры сварного соединения установило, что на незначительных расстояниях от точки инициирования заряда ВВ наблюдается стабильное синусоидальное сварное соединения с отдельными литыми включениями, которые располагаются на вершинах и во впадинах волн (рисунок 1, а). Применяемые режимы сварки в данной работе ($D = 2450\text{м/с}$) соответствуют области режимов, при которых образуется сварное соединения второго типа по классификации, приведенной в источнике [5], что наблюдается и в нашем случае.

Структура волнообразного соединения с дальнейшим удалением от точки инициирования претерпевает изменения. На расстоянии порядка 9000 мм соединение не отличается строгой волнообразной формой (рисунок 1, б). Переход к такой структуре от ранее рассмотренного соединения второго типа происходит плавно. Вначале наблюдается увеличение площади литых включений, которые в дальнейшем сливаются в сплошную прослойку оплавленного металла в зоне соединения. Одновременно с этим наблюдается увеличения абсолютных параметров волн.

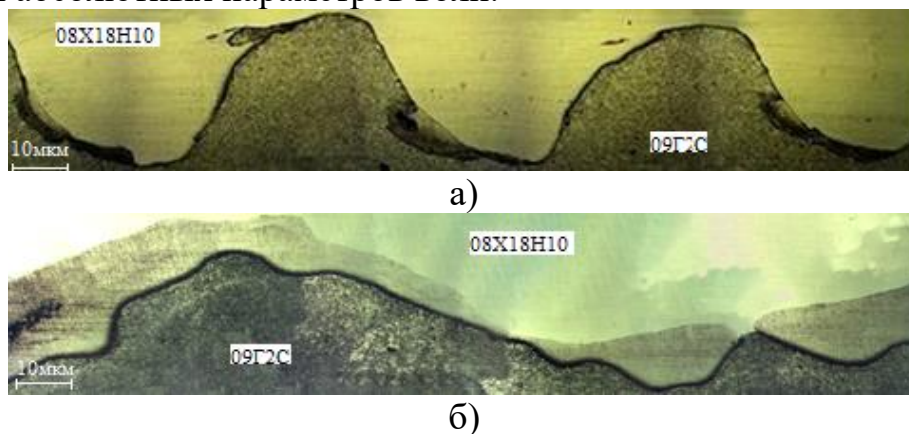


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения биметаллического листа 09Г2С+08Х18Н10Т на разных расстояниях от начала процесса сварки, где а – 1000 мм; б – 9000 мм.

Одним из главных условий образования качественного сварного соединения при сварке взрывом является значительная пластическая деформация. При больших значениях деформации, а в процессе соударения свариваемых поверхностей эти значения могут достигать порядка 1000 %, должно происходить измельчение зерна и вытягивание его в направлении действующих сил. Однако в процессе металлографических исследований структуры

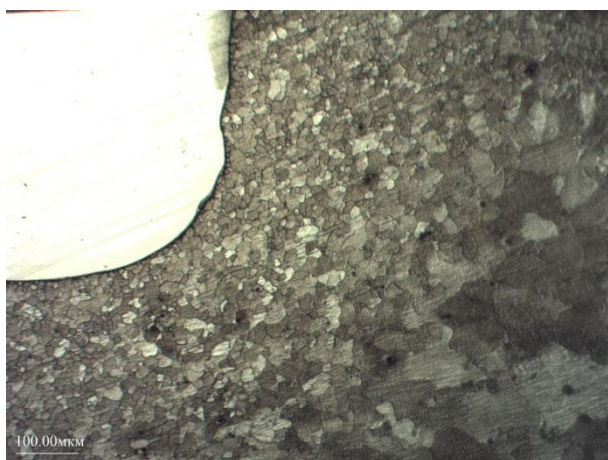
углеродистой стали непосредственно у границы соединения полученного биметалла деформированных зёрен обнаружено не было (рисунок 2, а). Если от линии соединения спускаться вглубь углеродистой стали, то сначала наблюдается мелкое зерно округлой формы, которое довольно резко увеличивает свои размеры. Данное явление стоит отнести к процессам первичной рекристаллизации. Очевидно, что нагрев металла в области образования сварного соединения происходит в результате его деформации в этой зоне, так как большая часть энергии, затрачиваемой на деформацию металла, превращается в теплоту. Остальная часть энергии аккумулируется в металле в виде повышенной плотности несовершенств строения (вакансий, дислокаций). Размер рекристаллизованных зерен не превышает 5 мкм, а это свидетельствует о кратковременности процесса теплового воздействия на деформированный материал.

1. Вырезанные для металлографических исследований образцы были термообработаны двумя режимами:

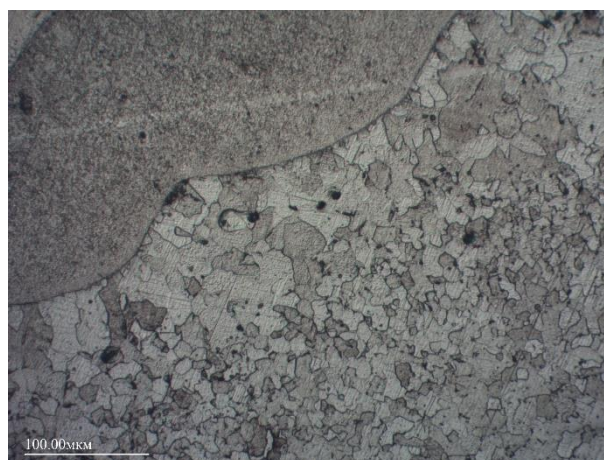
- режим №1 – нагрев до температуры 890 – 920 °С со скоростью 50 °С/час, выдержка в течении 30 минут и охлаждение с печью;
- режим №2 – нагрев до температуры 1000 – 1100 °С со скоростью 50 °С/час, выдержка в течении 30 минут и охлаждение с печью.

В ходе анализа микроструктур образцов после термической обработки по режиму №1 был замечен рост одних рекристаллизованных зерен за счет других (рисунок 2, б). Данный факт свидетельствует о том, что в структуре углеродистой стали происходят процессы собирательной рекристаллизации. Основной причиной этого явления является стремление к уменьшению поверхностной энергии благодаря уменьшению протяженности границ при росте зерна.

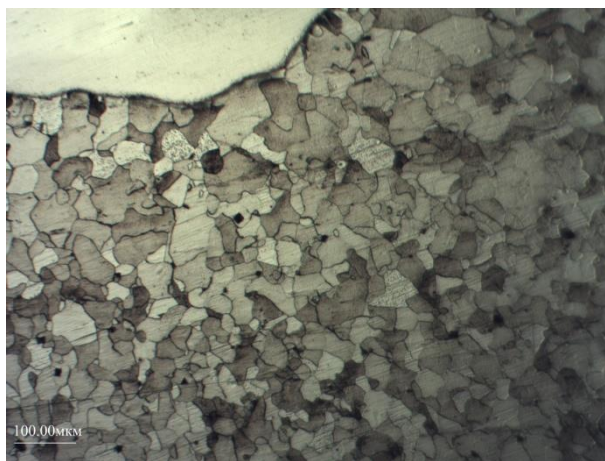
Исследование микроструктуры образцов после термической обработки по режиму №2 показало полностью рекристаллизованную структуру углеродистой стали в околошовной зоне (рисунок 2, в). Произошел так называемый рекристаллизованный отжиг, который практически полностью снимает нагартовку металла и приближает свойства к исходным значениям.



а)



б)



в)

Рис.2. Микроструктура углеродистой стали в околошовной зоне биметалла, где а – после сварки взрывом; б – после термической обработки по режиму №1; в – после термической обработки по режиму № 2.

Анализ измерения микротвердости в околошовной зоне полученного биметалла показал, что непосредственно после сварки взрывом микротвердость углеродистой стали составляла 210 ± 10 HV 0,02, а легированной 400 ± 20 HV 0,02. Несмотря на высокую степень пластической деформации поверхностного слоя углеродистой стали говорить о заметной роли механизма деформационного упрочнения в данном случае нельзя. Локальный нагрев околошовной зоны устраняет дислокационную структуру, сформированную в зоне динамического взаимодействия пластин. Наклеп структуры устраняется не только при плавлении, но также и при достижении температуры, приводящей к развитию рекристаллизационных процессов. Данные явления являются типичными для сварки многих металлических материалов взрывом [6]. Результатом нагрева до 890 °С и выше явилось заметное снижение микротвердости материала. После термической обработки при 920 °С микротвердость углеродистой стали 190 ± 10 HV 0,02, а легированной 380 ± 20 HV 0,02. Повышение температуры термообработки приводит к дальнейшему снижению микротвердости материалов: для углеродистой стали она составила 150 ± 10 HV 0,02, а легированной 220 ± 20 HV 0,02. Причины постепенного снижения микротвердости материалов обусловлены развитием в динамически деформированных зонах релаксационных процессов и формированием структуры более равновесной по сравнению со структурой, которую наблюдали после сварки взрывом.

Список литературы:

1. Лысак, В.И. Опыт изготовления сваркой взрывом крупногабаритных биметаллических листов с коррозионностойким слоем [Текст] / В.И. Лысак, С.В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ, Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». – 2014 г. – № 7 (147). – с. 4–16.
2. Анализ причин изменения структуры и свойств зоны соединения по длине сваренных взрывом биметаллических заготовок [Текст] / Т.Ш. Сильченко [и др.]. // Известия ВолгГТУ, Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2008. - № 3 (41). – с. 31–39.
3. Бердыченко, А.А. Трудности сварки взрывом крупногабаритных листов биметалла с плакирующим слоем из титана и пути их преодоления [Текст] / А.А. Бердыченко, Л.Б. Первухин // Ползуновский альманах, № 3, 2008 – с. 25–27.

4. Гельман, А.С. Плакирование стали взрывом [Текст] / А.С. Гельман, А.Д. Чудновский, Б.Д. Цемахович. – М.: Машиностроение. 1978. – 190 с.
5. Седых В.С. Условия образования соединения при сварке взрывом, их свойства и некоторые области применения [Текст]: автореф. дис. д-ра техн. наук / В.С. Седых. – М., 1971 – 40 с.
6. Formation and structure of vortex zones arising upon explosion welding of carbon steels [Text] / I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.G. Burov, E.A. Prikhod'ko, V.I. Mali // The Physics of Metals and Metallography. – 2012. - Vol. 113, iss. 3. – P. 233–240.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-00845А.

ВЫЯВЛЕНИЕ ПРИЧИНЫ ВЛИЯНИЯ ТВО ПОРОШКА ТИТАНА НА СКОРОСТЬ ГОРЕНИЯ СМЕСИ Ti+V

Тарасов А.Г. молодой ученый, Студеникин И.А, Баринов Ю.Н.

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

Синтез соединений в режиме горения относится к классу процессов, осуществляющихся за счет внутренних энергетических ресурсов системы, обусловленных протеканием сильной экзотермической реакции между реагирующими веществами. Эта реакция локализована в слое, а выделяющееся при взаимодействии реагентов тепло передается от слоя к слою путем теплопередачи, что и обеспечивает распространение волны горения [1].

Проведенные нами ранее экспериментальные исследования закономерностей горения смесей титана и бора показали, что применение титана, прошедшего предварительную термовакuumную обработку (ТВО), приводит к увеличению скорости горения. Было установлено, что спутный поток аргона через горящий образец приводит к менее заметному увеличению скорости горения, чем для смесей с титаном, прошедшим ТВО [2].

Целью данной работы было выявление причины влияния ТВО порошка титана на скорость горения.

Эксперименты проводились на составе Ti+V. На процесс воздействовали с помощью предварительной термовакuumной обработки порошка титана (ТВО) и потока аргона через горящий образец в направлении распространения фронта горения.

Для приготовления шихты использовался порошок титана марки ПТОМ и бор аморфный марки Б-99А. Изменение содержания водорода в титане

осуществлялось с помощью термовакuumной обработки (ТВО). По данным химического анализа для исходного титана содержание водорода - 0,14% масс., а после ТВО - менее 0,01% масс. Для сжигания использовались навески исходной смеси массой $10,00 \pm 0,01$ г.

Горение образцов изучалось в экспериментальной установке, принципиальная схема которой представлена на рис.1.

Исследуемая смесь (8) засыпалась в вертикально установленную кварцевую пробирку на подложку из слоя порошка Al_2O_3 (корунд) высотой 15 мм. К нижней части пробирки была припаяна трубка. Размеры пробирки: внутренний диаметр – 16,5 мм, высота – 70 мм. В опытах применялись пробирки с припаянными трубками для ввода термодпар (см. рис.1,2). Пробирка с исследуемой смесью помещалась внутрь реакционной камеры (2) с прозрачными окнами (3).

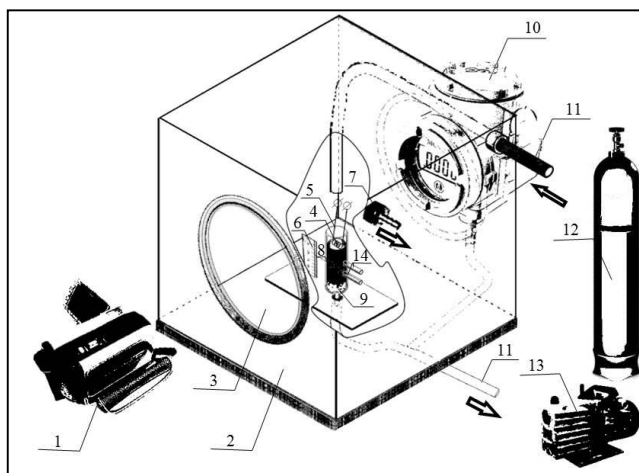


Рис.1. Схема экспериментальной установки. На рисунке цифрами обозначены: 1 – цифровая видеокамера; 2 – съемная часть корпуса установки (колпак); 3 – смотровые окна; 4 – эл. спираль; 5 – кварцевая пробирка; 6 – линейка; 7 – штуцер; 8 – исследуемый состав; 9 – засыпка из корунда; 10 – датчик давления; 11 – соединительные трубки; 12 – баллон с аргоном; 13 – вакуумный насос; 14 – вольфрам-рениевые термодпары. Стрелками на рисунке обозначены направления потоков газа.

Перед экспериментом реакционная камера заполнялась подаваемым из баллона газом (12), избыток которого удалялся в окружающую атмосферу через штуцер (7). Поток газа через образец обеспечивался подключением к нижней части пробирки через газовую магистраль (11) форвакуумного насоса (13). Инициирование процесса горения осуществлялось с верхнего торца засыпки нагревом спирали (4). В процессе горения данные с цифровой видеокамеры JVC GR-D815(1), термодпар ВР 5/20 и датчика давления МС-3000 (10) записывались в память компьютера.

Типичная картина процесса горения смеси представлена на рис.2.

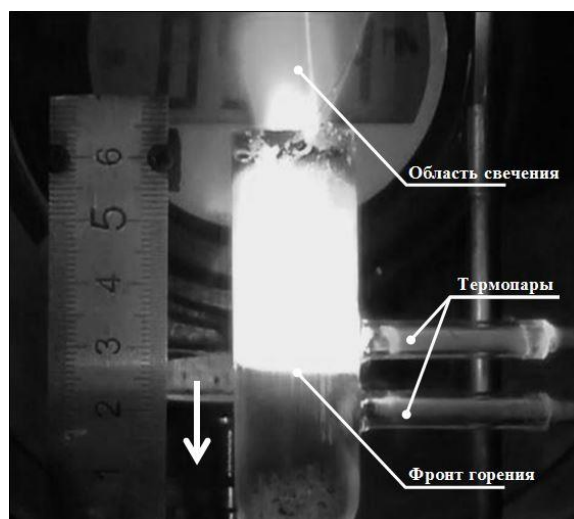


Рис.2. Фотография процесса горения смеси Ti+V в потоке аргона. На фотографии стрелкой обозначено направление распространения фронта горения и потока инертного газа.

На фотографии (см. рис. 2) в верхней части пробирки видно свечение красного цвета. Цвет свечения при применении титана после ТВО менялся на серо-зеленый. По данным видеозаписей процесса, горение смесей происходит с плоским фронтом. Заметных различий в значениях скоростей, определенных по данным видеозаписей процесса и термопарных измерений, не наблюдалось. Отметим, что даже при продуве горящего образца аргоном, симбатное поведение термопарных кривых сохранялось. Эти данные свидетельствуют о том, что для наших условий, процесс осуществляется в стационарном режиме с плоским фронтом горения. Величины скоростей для различных условий проведения эксперимента представлены в таблице.

Таблица. Скорости горения смеси Ti+V, мм/с.

	Исходный титан	Титан после ТВО
Без продува	18	42
Продув засыпки аргоном	20	46

Для отбора газа, выделяющегося при горении, было разработано специальное приспособление (не представлено на рис.1), представляющее собой металлический цилиндр, соединённый трубкой через электромагнитный клапан с пробоотборником. Перед опытом цилиндр вакуумировался и затем, с помощью переходника, через электромагнитный клапан соединялся с медной трубкой. Свободный конец этой трубки располагался на высоте в 1 см от верхнего торца пробирки. В процессе горения смеси клапан открывался и цилиндр заполнялся газом. Затем отобранный газ анализировался на масс-спектрометре (TOF-SIMS-5-100). В результате анализа проб было установлено, что при использовании исходного титана без ТВО в пробах газа помимо аргона содержался водород, бор и гидриды бора, в частности B_6H_{12} . Отметим, что реакция образования гидридов бора из элементов идет с затратой тепла (эндотермическая реакция).

Суммируя полученные результаты можно предположить следующее: водород, содержащийся в порошке титана, при горении шихты выделяется и вступает во взаимодействие с бором, что снижает температуру и, соответственно, скорость горения.

Список литературы:

1. А.Г. Мержанов, А.С. Мукасян. Твердопламенное горение// М.: Торус Пресс, 2007.
2. Тарасов А.Г., Студеникин И.А. Выявление механизма формирования конденсированных продуктов при горении порошковых смесей Ti×B// В сборнике тезисов XIII всероссийской с международным участием школы-семинара школы-семинара по структурной макрокинетике для молодых ученых, Черноголовка, 2015, С.24-26.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-08-05488-а.

АЗИДНЫЙ СВС НАНОПОРОШКА НИТРИДА АЛЮМИНИЯ И ЕГО ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТОГО НАНОКОМПОЗИТА Al-Cu-AlN

Болоцкая А.В. студент, Шоломова А.В., Титова Ю.В.

***Самарский государственный технический университет, Самара,
abolotskaia@mail.ru***

В настоящее время нанопорошок нитрида алюминия привлекает большое внимание из-за возможности применения его для получения новых перспективных материалов: в качестве основы при спекании керамики AlN, обладающей уникальным комплексом свойств (превосходной теплопроводностью при низкой электропроводности, высокими показателями стойкости к действию расплавов металлов и солей, коррозионной стойкости и механической прочности), а также в качестве армирующего материала в легких алюмоматричных композитах Al-AlN, обладающих повышенной жаропрочностью [1].

Наночастицы нитрида алюминия трудно получить с помощью механической обработки выпускаемых промышленностью обычных порошков AlN, поэтому было разработано большое количество химических и физико-химических процессов для его получения, таких как прямое азотирование, плазмохимический синтез, карботермический синтез, химическое осаждение из газовой фазы, взрыв алюминиевой проволоки и др. Однако перечисленные

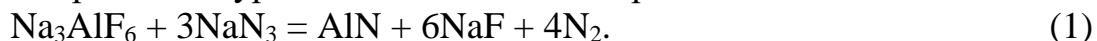
технологии получения нитрида алюминия характеризуются большим энергопотреблением, сложным оборудованием и не всегда обеспечивают наноразмерность порошка AlN.

Процессом, обладающим значительным технологическим потенциалом, является открытый в 1967 году академиком А. Г. Мержановым и представителями его научной школы самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), который протекает за счет собственного тепловыделения горения в простом малогабаритном оборудовании и занимает мало времени [2].

Для решения задачи получения нанопорошка AlN по ресурсосберегающей технологии СВС перспективно использование такого ее варианта как азидная технология СВС, которая обозначается как СВС-Аз. Технология СВС-Аз основана на использовании азида натрия NaN_3 в качестве твердого азотирующего реагента и галоидных солей. Для азидной технологии СВС характерны невысокие температуры горения и образование большого количества газообразных продуктов, которые затрудняют слияние первоначальных частиц продуктов синтеза и позволяют сохранить их в наноразмерном состоянии. Использование в исходной смеси порошков СВС-Аз в качестве исходного реагента не металлического алюминия, а прекурсора – позволяет снизить температуру горения и проводить реакцию при разложении прекурсора на атомарном уровне, что в конечном итоге позволяет синтезировать нанопорошок AlN.

Целью данной работы является исследование возможности синтеза нанопорошка AlN методом азидного СВС с использованием прекурсора – гексафторалюмината натрия Na_3AlF_6 – для последующего применения нанопорошка AlN в качестве армирующей фазы при жидкофазном получении литого алюмоматричного нанокompозита Al-AlN.

В качестве исходных реагентов при получении нитрида алюминия была использована смесь порошковых реагентов в соответствии со стехиометрическим уравнением химической реакции:



Фазовый состав продуктов горения представляет собой смесь нитрида алюминия, гексафторалюмината натрия и фторида натрия. Нитрид алюминия образуется в виде смеси равноосных частиц микронного размера (до нескольких мкм) и большого числа наночастиц с размером от 50 до 100 нм, гексафторалюминат натрия – в виде равноосных частиц и фторид натрия – в виде волокон.

Видно, что при горении указанной смеси наряду с традиционным побочным продуктом СВС-реакций – фторидом натрия, легко удаляемым при водной промывке, образуется большое количество побочного продукта – гексафторалюмината натрия Na_3AlF_6 , который является трудно удаляемыми осложняет процесс получения нанопорошка AlN высокой степени чистоты.

Однако перечисленные побочные соли NaF и Na_3AlF_6 представляют собой типичные флюсы для рафинирования и модифицирования расплавов

алюминиевых сплавов и применяются для улучшения смачивания армирующих керамических частиц при жидкофазном изготовлении алюмоматричных композиционных материалов (АМКМ) [3]. Поэтому при использовании продукта СВС-Аз для жидкофазного армирования алюминиевых сплавов этот продукт не следует отмывать от побочных солей. Из-за простоты технологии и оборудования нанопорошки марки СВС-Аз могут быть в 2-3 раза дешевле аналогичных нанопорошков плазмохимического синтеза.

В связи с практической невозможностью прямого ввода нанопорошков в насыпном виде замешиванием в расплав алюминиевых сплавов, для оценки перспективности применения, синтезированного керамического нанопорошка AlN марки СВС-Аз для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов, изготавливали нанопорошковую псевдолигатуру – механическую смесь нанопорошка AlN с пластичным порошком-носителем, которая подвергалась механоактивации и прессовалась в брикеты.

Такой брикет нанопорошковой псевдолигатуры Cu-4%(AlN+35%Na₃AlF₆) растворился в расплаве алюминия А7 массой 197,5 граммов при температуре 850°С и позволил ввести армирующие частицы AlN в алюминиевый сплав. Микроструктура закристаллизовавшегося образца сплава представлена на рисунке 1.

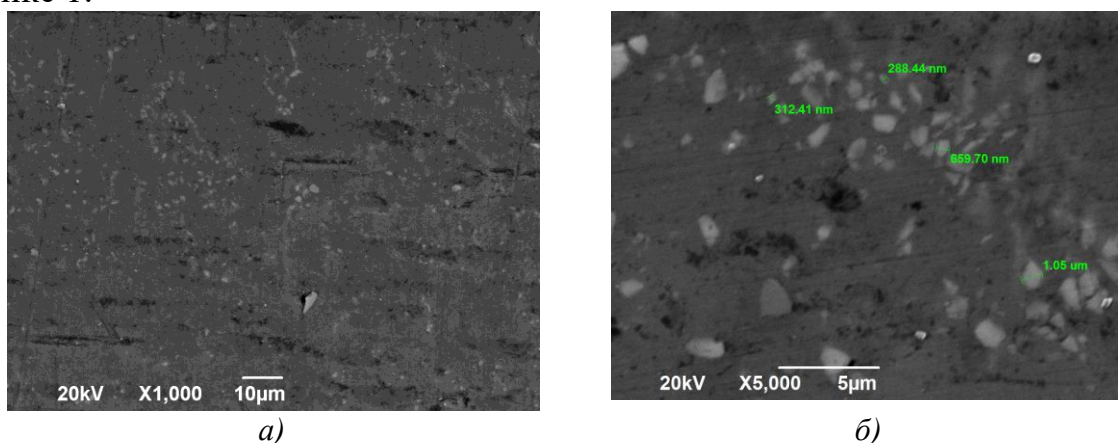


Рис.1. Микроструктура литого композиционного алюминиевого сплава:
а) увеличение $\times 1000$; б) увеличение $\times 5000$.

На представленных микрофотографиях видны частицы AlN разного размера (микронного размера, ультрадисперсные и наноразмерные), которые распределены по объему композита не равномерно, а в основном по границам зерен алюминиевого сплава. Такое распределение типично для высокодисперсных армирующих керамических частиц в литых алюминиевых сплавах [4].

Таким образом, использование галоидной соли Na₃AlF₆ в качестве прекурсора в методе азидного СВС позволила получить продукт горения, состоящий после водной промывки из микро- и нанопорошка нитрида алюминия (65%) и остатков соли Na₃AlF₆ (35%). Этот продукт горения в составе прессованной нанопорошковой псевдолигатуры Cu-4%(AlN+35%Na₃AlF₆) удалось ввести в расплав алюминия и получить литой композиционный

алюминиевый сплав расчетного состава Al-1,2%Cu-0,035%AlN, в котором армирующие частицы AlN разного размера, в том числе и наночастицы, распределены в основном по границам зерен алюминиевого сплава. При этом соль Na_3AlF_6 в продукте горения сыграла роль флюса при вводе в расплав алюминия и в состав композиционного сплава не вошла.

Список литературы:

1. Borgonovo C., Apelian D., Makhlof M.M. Aluminum nanocomposites for elevated temperature applications. – JOM. – 2011. - Vol. 63. – No. 2. – P. 57-64.
2. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. - М.: Машиностроение-1, 2007. - 567 с.
3. Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М., Бибииков В.Л. Производство отливок из сплавов цветных металлов. Изд. 2-е. - М.: МИСИС, 1996. – 504 с.
4. Vinod Kumar G.S., Murty B.S., Charaborty M. Development of Al-Ti-C grain refiners and study of their grain refining efficiency on Al and Al-7Si alloy //J. Alloys Comp. - 2005. -Vol. 396. - № 1-2. - P. 143-150.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-08-00826.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ БИМЕТАЛЛА СТАЛЬ+ТИТАН ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ В СРЕДЕ АРГОНА

Ахметова¹ Б.А. магистрант, Первухина² О.Л.

¹⁻ НИТУ «МИСиС», Москва, bota_27_94@mail.ru

²⁻ Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка

Современные тенденции развития промышленного производства характеризуются повышенными требованиями к качеству и эксплуатационным свойствам материалов. Развитие техники вызывает необходимость создания материалов, обладающих комплексом свойств, обеспечивающих высокую прочность, коррозионную стойкость, теплопроводность, жаропрочность, износостойкость и др. Зачастую отдельные металлы и сплавы не могут обеспечить требуемую гамму свойств. Поэтому широкое применение нашли слоистые металлические композиции, в частности биметалл сталь + титан, применяемый для трубных решеток конденсатора АЭС. Такой биметалл изготавливается только методом сварки взрывом. В настоящее время в связи с укрупнением оборудования АЭС требуются заготовки биметалла размером

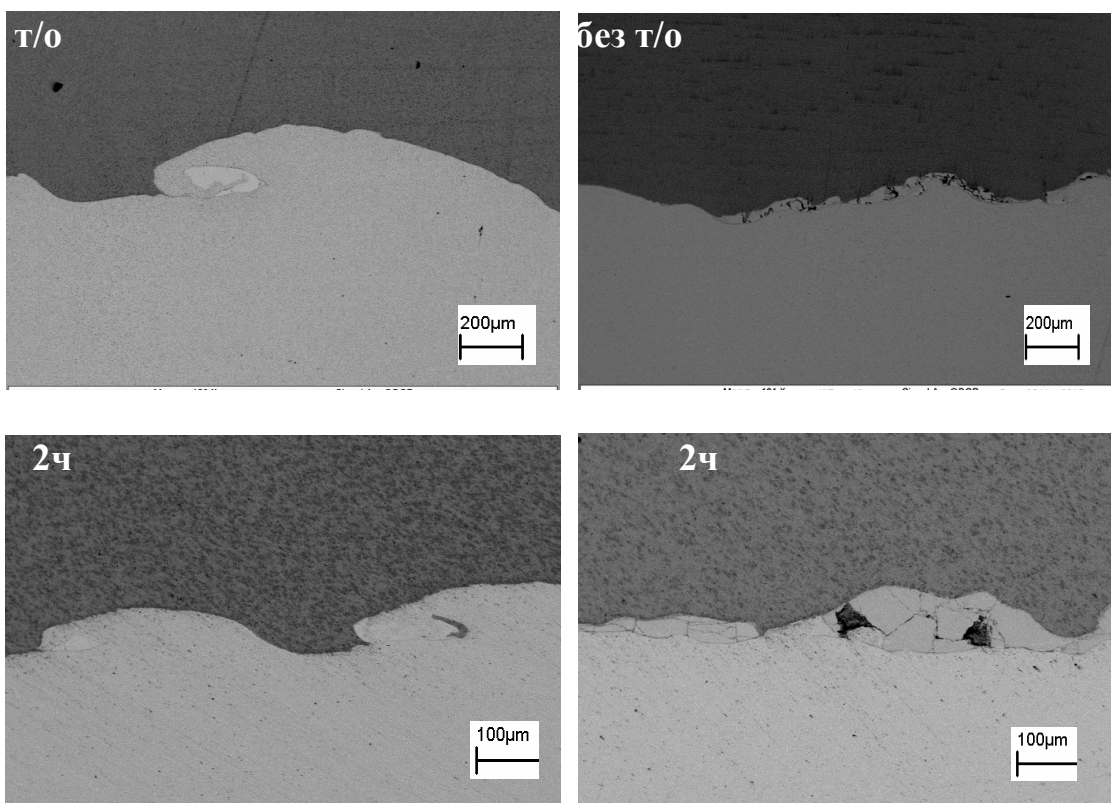
свыше 9 м². Для изготовления биметалла такого размера используется технология сварки взрывом в среде аргона. Применение аргона позволяет исключить процесс взаимодействия титана с элементами воздуха, что дополнительно повышает температуру сварки, способствуя образованию интерметаллидов в сварном соединении.

Цель работы: исследовать структурные изменения в процессе термообработки в локальных участках пониженной прочности в крупногабаритном биметалле сталь+титан, полученного сваркой взрывом в среде аргона.

Объектом исследования являлся биметалл 09Г2С+ВТ1-0 габаритами 30(25+5)х1860х3280мм. После сварки взрывом лист подвергался 100% ультразвуковому контролю по специальной методике с целью выявления несплошности соединения и участков полупривара. Методом ультразвукового контроля «зона полупривара» размером 100х200 мм была выявлена на расстоянии 1350 мм от начала инициирования.

Для исследования структуры сварного соединения была произведена вырезка темплетов размером 50х50 мм, на разных расстояниях от начала процесса сварки (85 мм, 1500 мм, 3000 мм) и из зоны полупривара. Образцы вырезали попарно. Из одного темплета изготавливали образцы для механических испытаний. Из другого темплета вырезали образцы для металлографического исследования. Эти образцы были термообработаны в печи Е5СК-Т по режиму: нагрев 550°, выдержка (1 ч, 2 ч, 3 ч, 6 ч, 12 ч) охлаждение на воздухе.

Поверхность образцов шлифовали на дисковом шлифовальном станке СВ 600/1 и исследовали на оптическом микроскопе Axiovert 200 MAT/M и электронном микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55.



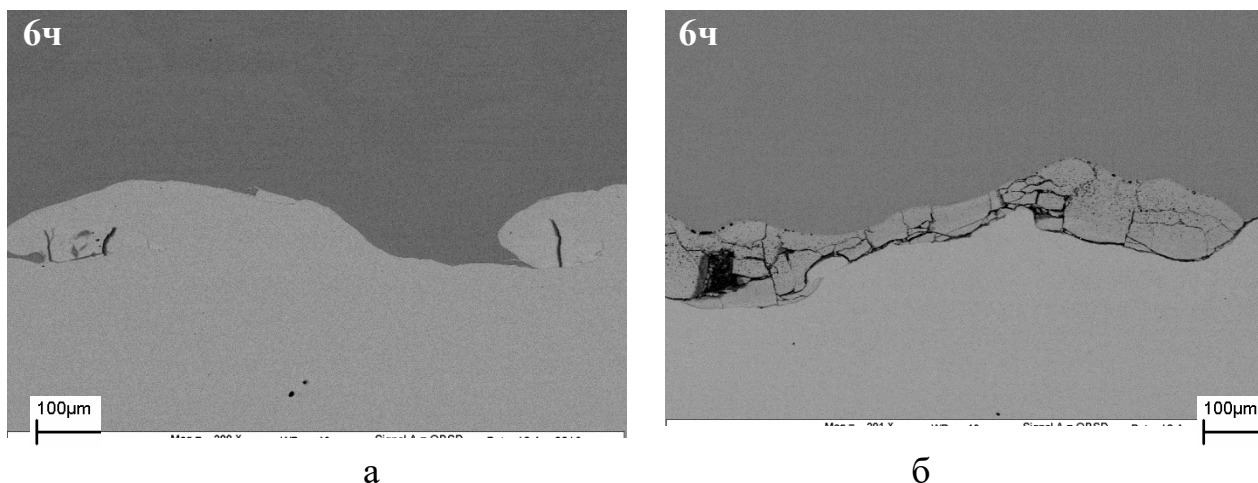


Рис.1. Микроструктура границы соединения биметалла сталь+ титан (без термообработки, после отжига 550°С выдержка 2 ч, 6 ч)
а - на расстоянии 1500 мм, б - в зоне полупривара.

Прочность на отрыв лакирующего слоя без термообработки составила на расстоянии 85 мм - 424 МПа, 1500 мм - 384 МПа, 3000 мм - 368 МПа, что свидетельствует о высоком качестве сварки по длине биметаллического листа. Однако в зоне полупривара соединение практически отсутствует. Прочность на отрыв лакирующего слоя составила всего 0-100 МПа.

В результате исследований выявлено, что стабильное волнообразование наблюдается также по всей длине шлифа, в том числе и в начале, и в конце процесса сварки. Между основным и лакирующим слоем наблюдается четкая граница раздела, а также наличие отдельных литых включений вихревых зонах. Трещины и поры в литых включениях даже после отжига в течении 12 часов (рис.1 а) не выходят за их пределы. Основная причина образования этих трещин - быстрая кристаллизация литых включений в замкнутом объеме. Образование пор в неоднородности соединения связано с растворением газа, находящегося в сварочном зазоре в условиях высокого давления. Стоит отметить, что до термообработки на образцах не содержится трещины и поры. По результатам микроанализа установлено, что по литые включения соответствует интерметаллидам TiFe. Величина дефектов незначительно увеличивается с удалением от начала процесса сварки. Площадь литых включений при сварке в защитном газе практически не зависит от длины листа, колеблется в относительно узких пределах и близка к теоретической оценке.

В зоне полупривара с увеличением времени выдержки наблюдается увеличение площади литых включений (рис 2б). При этом волнообразование прекращается, включения имеет вытянутую форму. Размер литых включений растет с увеличением времени выдержки. При выдержке в 12 часов образуется сплошная прослойка. Измерение микротвёрдости при нагрузке 200 г зоны соединения показало, что литые включения имеют повышенную микротвёрдость 1610-1620 МПа по сравнению с основным (280-290 МПа) и лакирующим слоем (220-230 МПа). Возникновение такой прослойки приводит к ухудшению прочностных свойств соединения за счет появления многочисленных трещин

либо к расслоению зоны соединения. Для исследования состава включений построили рентгеновские карты распределения элементов, которые выявили наличие в литых включениях титана и железа. Микроанализ включений показал, что их соотношение соответствует интерметаллидам TiFe и TiFe₂. Аналогичные покрытия на поверхности стали и титана были получены при сварке титана при заполнении сварочного зазора воздухом [1].

Вывод. Появление участков пониженной прочности, в структуре которых наблюдается повышенное содержание литых включений, состоящих из интерметаллидных соединений, обусловлено локальным образованием воздушных карманов в сварочном зазоре.

Список литературы:

1. Первухина, О.Л. Особенности сварки взрывом стали с титаном в защитной атмосфере [Текст] / В Первухина О.Л., Первухин Л.Б. Бердыченко А.А., Добрушин Л.Д., Петушков В.Г., Фадеев Ю.И.// Автоматическая сварка. – 2009 г. – № 11. – с. 23–26.

SELF-PROPAGATING HIGH TEMPERATURE SYNTHESIS OF COMPOSITE MATERIALS BASED ON ZIRCONIUM BORIDES

Kydyrbekova S.N. young scientist, Abdulkarimova R.G.

¹⁻ al-Farabi Kazakh National University, Almaty, Kazakhstan

²⁻ Institute of Combustion Problems, Almaty, Kazakhstan

Composite materials based on borides attract the attention of developer's refractory and solid structural materials due to their unique combination of high-temperature oxidation resistance, hardness, wear resistance, electrical and thermal conductivity. In modern world, one of the main objectives is to improve the quality of fire-resistant composite materials, metallurgy, chemical and other industries devices such as glass industry, mechanical engineering, the use of blast furnaces, shaft furnaces in the chemical industry. That is, corrosion-resistant, heat-resistant and used as semiconductor materials have a high demand. They are made of mineral raw materials, work at high temperatures can maintain the functional properties of the defects observed in a variety of conditions. Refractory materials characterized by high strength at high temperature and are characterized by chemical inertness. According to the physical properties satisfy these conditions metal borides, carbides, silicates, nitrides.

Ceramics having high density made of a zirconium compound is used as packing thermocouples melt filter and induction furnaces (heating up to 2000°C) as a heating element. Zirconium diboride has a high melting point (over 3000 °C), high hardness and strength, good thermal conductivity and electrical conductivity, high thermal stability, etc. These qualities allow zirconium diboride to be a good material for high

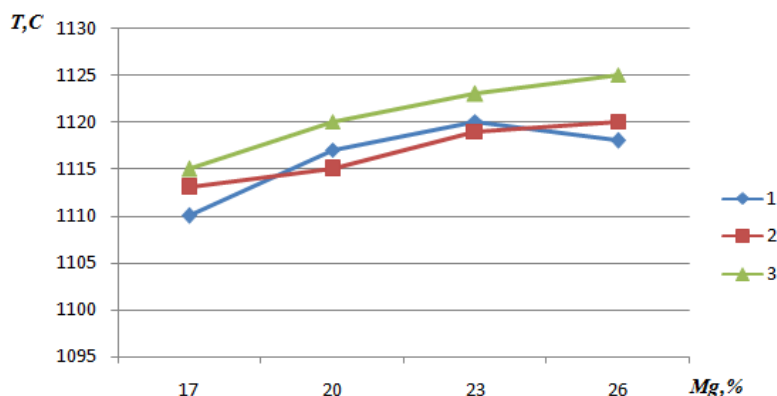
temperature applications. For refractory composites need to find the optimal content of composite and economic methods and to investigate them. Composites based on zirconium diboride used as crucibles, cutting tools, rocket engines, etc.

For obtain the fire-resistant, high-strength materials, synthesis must take place at a very high temperature. To date, it is difficult to find the equipment with the ability to heat these materials. Moreover, a very complex process is the restoration of the two compounds at the same time. The most convenient method of obtaining these products is the method of Self-propagating high temperature synthesis (SHS). In this method, the resulting material will be ready immediately after combustion. Here the shape of the resulting material is prepared before the chemical reaction, since these materials possess extremely high strength properties. The reaction yields are solids and they retain their initial form. Obtain of composite materials containing zirconium diboride using the system $ZrSiO_4 + Mg + B_2O_3$ by SHS is more effective than other methods. To improve the yield efficient use of pre-charge mechanically activated (MA) method. It has a positive effect on the chemical reaction. In the process of mechanical activation by a complex mechanical effects (shock, abrasion) is a violation of the ideal structure of matter, the creation of various crystal lattice defects in solids. Processing micronized substances acquire new properties and undergo chemical transformations. That is, with the use of preliminary mechanical activation increases the reactivity of the components prior to the SHS. Therefore, before the SH-synthesis activated charge for 5-10 minutes. For obtain the composites we used the system which shown below:



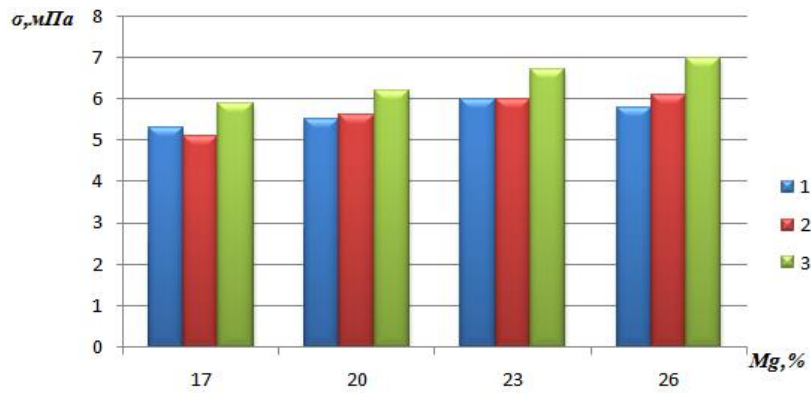
This reaction produces a few new compounds: spinel, forsterite, magnesium oxide, zirconium oxide, zirconium borides, zirconium carbide, etc. Each product has the high melting temperature.

Figure 1 shows the temperature of combustion in a muffle furnace activated and inactivated systems from the time of activation and magnesium content in the system $ZrSiO_4 - B_2O_3(\text{ore}) - Mg$. The figure shows that the combustion temperature increases with increasing magnesium content. Preactivation charge time will also affect the combustion temperature, the greater the time of activation, the higher the combustion temperature, therefore, are more fully reaction in the combustion wave.



1-without MA; 2-5 min MA; 3-10 min MA

Fig.1. The dependency of the combustion temperature of $ZrSiO_4 + B_2O_3 \text{ (ore)} + Mg$ system on the magnesium content ($T_0 = 800 \text{ }^\circ\text{C}$).



1-without MA; 2-5 min MA; 3-10 min MA

Fig.2. The dependency of compression strength of the system $ZrSiO_4 + B_2O_{3(ore)} + Mg$ on the magnesium content ($T_0 = 800\text{ }^\circ C$).

Table 1. X-ray phase analysis of $ZrSiO_4 + B_2O_{3(ore)} + Mg$ system ($T_0 = 800\text{ }^\circ C$).

$ZrSiO_4 + B_2O_{3(ore)} + Mg$	(Mg % mass.)	Time of MA, min	SHS products, %						
			Mg_2SiO_4	$Zr(SiO_4)$	$ZrSi_2$	ZrO ₂ mono	ZrO ₂ tetrag	MgO	ZrB_2
	20	5	46,0	1,7	3,4	9,9	17,4	9,4	12,1
	23	5	58,7	-	-	4,7	12,6	10,6	13,5
	20	10	51,1	-	1,3	5,8	20,5	7,1	14,3
	23	10	51,5	-	-	3,4	12,4	14,4	18,4

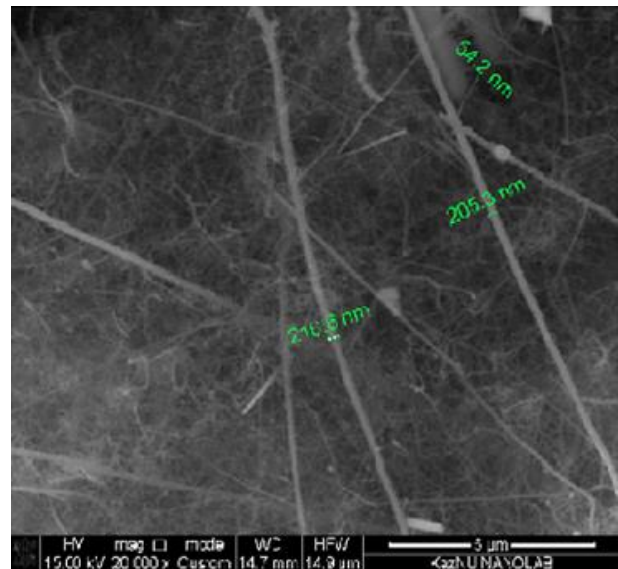
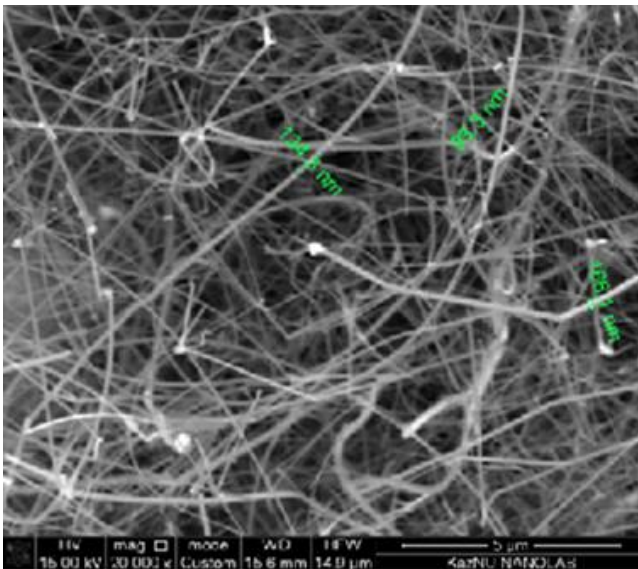


Fig.3. The microstructure of SHS products in $ZrSiO_4 + B_2O_{3(ore)} + Mg$ system (inactive system).

Fig.4. The microstructure of SHS products in $ZrSiO_4 + B_2O_{3(ore)} + Mg$ system (10 min of MA).

From figures 3 and 4 it can be concluded that preliminary mechanochemical activation influences not only increasing ZrB_2 content in the obtained composite, but also on particle size.

This work discusses the regularities and features solid-flame burning systems, composite materials based on zirconium diboride, boron oxide. In order to obtain refractory materials identified the possibility of using boron ore (Inder field RK) and zirconium silicate. We have identified patterns of the combustion system $ZrSiO_4 + Mg + B_2O_3$, the effect on the system of SHS, charge composition, the initial temperature and the effect of mechanical activation. The result was a heat-resistant composite materials comprising a high-boron compound. XRD results showed that the obtained SHS composites include high temperature zirconium diboride, zirconium oxide, forsterite and magnesium oxide. We determined the physical and mechanical properties of the obtained composite materials.

ЭВОЛЮЦИЯ УДАРНЫХ ВОЛН В ГОРЯЧЕПРЕССОВАННОЙ КЕРАМИКЕ КАРБИДА БОРА И СПЕЧЕННОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ

Черепанов^{1,2} И.А. студент, Савиных^{2,3} А.С., Разоренов^{2,3} С.В., Овсиенко⁴ А.И.

*¹⁻ Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва,
i.cherepanov95@yandex.com*

²⁻ Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка

*³⁻ Национальный исследовательский Томский государственный
университет, Томск*

⁴⁻ ООО «Вириал», Санкт-Петербург

Актуальность изучения высокотвердых керамик, таких как карбид кремния и карбид бора, связана с их широким спектром практического применения. Использование керамических изделий в конструкционных материалах и бронезащитных системах требует знания о поведении керамик, в том числе, и при высоких давлениях и скоростях деформирования.

С целью определения возможного вклада релаксационных процессов в сопротивление высокоскоростному деформированию была исследована эволюция волны ударного сжатия по мере ее распространения в горячепрессованной керамике карбида бора и спеченного карбида кремния путем регистрации профилей скорости контактных поверхностей на границе образец – вода с помощью лазерного доплеровского интерферометра VISAR [1]

На рисунке 1 представлены измеренные профили скорости контактной поверхности образцов спеченного карбида кремния. Нагружение осуществлялось ударом алюминиевой пластины толщиной 10 мм, разогнанной до скорости 2.6 км/с с помощью взрывных устройств [2]. Измерения проведены

с образцами толщиной от 0.5 до 8 мм. На волновых профилях регистрируются выход на контактную поверхность упругой волны в виде резкого скачка скорости, следующий за ним плавный подъем скорости, свидетельствующий о деформационном упрочнении материала, и затем ударная пластическая волна сжатия. Второй подъем скорости контактной поверхности образцов, отмеченный на волновых профилях стрелками, есть следствие переотражения волны разрежения в виде волны сжатия от алюминиевого экрана.

Анализ скоростей переотраженных волн сжатия показал, что при превышении динамического предела упругости образцы керамики карбида кремния сохраняют свою монолитность, так как среднее значение скорости отраженной волны сжатия составляет 13.2 км/с, что несколько выше измеренной продольной скорости звука (11.9 км/с).

Сопоставление нормированных по толщине образца волновых профилей скорости для карбида кремния показывает, что с уменьшением толщины образца, наблюдается уменьшение скорости поверхности, соответствующей упругопластическому переходу. Выход на контактную поверхность отраженной волны сжатия от алюминиевого экрана происходит приблизительно в один и тот же момент времени, что свидетельствует о постоянстве времени реверберации волны сжатия между экраном и контактной поверхностью. В тонких образцах регистрируются меньшие значения скорости упругопластического перехода и меньшие скорости второй пластической волны, что, по-видимому, связано с вариациями плотности и состава материала.

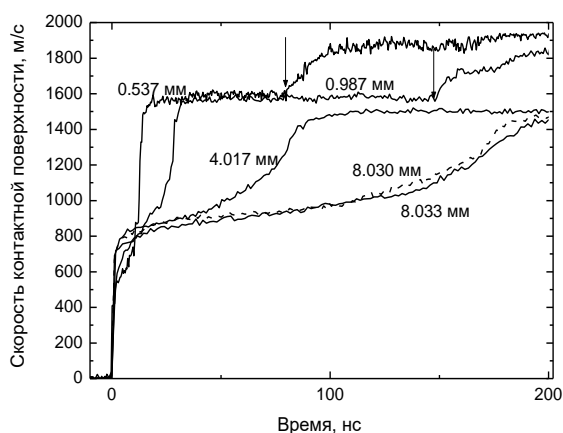


Рис. 1. Профили скорости контактной поверхности образцов спеченного карбида кремния. На рисунке указаны толщины образцов.

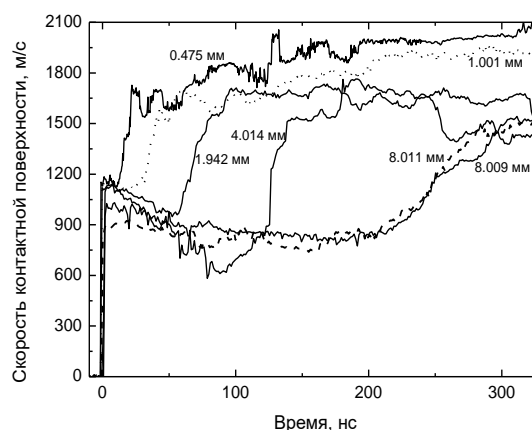


Рис. 2. Профили скорости контактной поверхности образцов горячепрессованного карбида бора. На рисунке указаны толщины образцов.

Измеренное значение динамического предела упругости σ_{HEL} для образца толщиной 8.033 мм полностью согласуется с измерениями российских и зарубежных исследователей для различных по плотности, структуре и методам изготовления керамик карбида кремния и составляет 14.75 ГПа.

На рисунке 2 представлены профили скорости контактной поверхности образцов горячепрессованного карбида бора при аналогичных условиях

нагружения. Волновые профили демонстрируют выход на поверхность упругого предвестника с резким скачком напряжения до величины динамического предела упругости. После чего фиксируется релаксация напряжений за фронтом упругого предвестника в керамике карбида бора. Из рисунка видно, что, чем толще образец, тем глубже происходит релаксация напряжений. Далее регистрируется выход пластической волны сжатия. Волновые профили плохо воспроизводятся от опыта к опыту и содержат нерегулярные осцилляции, в отличие от профилей скорости, полученных для керамики карбида кремния, волновые профили которой имеют регулярный характер и хорошо воспроизводимы.

Сильные осцилляции и низкая воспроизводимость волновых профилей для керамики карбида бора, очевидно, есть результат значительной гетерогенности неупругой деформации. В экспериментах с образцами керамики карбида кремния регистрируется монотонное нарастание параметров за фронтом упругого предвестника с плавным переходом в пластическую волну сжатия, в то время как в случае керамики карбида бора имеет место значительный спад параметров за фронтом упругого предвестника.

Выход пластической волны сжатия в экспериментах с образцами керамики карбида бора, нормализованной по толщине образца, совпадает, и наблюдается тенденция к увеличению наклона при релаксации напряжений за фронтом упругого предвестника с увеличением толщины образца. В отличие от керамики карбида кремния переотражение волны сжатия от алюминиевого экрана не регистрируется, что свидетельствует о растрескивании материала под действием давления при сжатии.

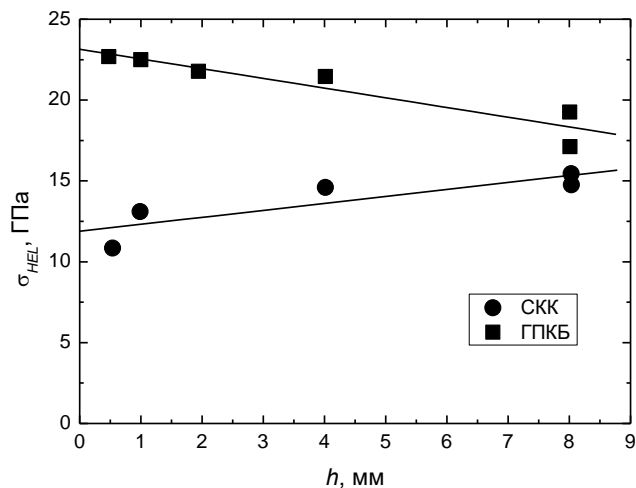


Рис. 3. Зависимость динамического предела упругости керамик SiC и B₄C от толщины образца.

На рисунке 3. суммированы рассчитанные значения динамического предела упругости керамик карбида бора и карбида кремния от толщины образца. С увеличением толщины образца величина σ_{HEL} для керамики карбида бора незначительно падает, в то время как для керамики карбида кремния — растет.

Возможно, рост σ_{HEL} с толщиной у образцов керамики SiC связан с тем, что тонкие образцы насыщены дефектами, образованными при шлифовании, величина σ_{HEL} для образцов толщиной 4 и 8 мм практически одинаковая. Затухание упругого предвестника с толщиной для керамики карбида бора не противоречит известным литературным данным, посвященным исследованию не только керамик, но и металлов [3].

Список литературы:

1. L.M. Barker and R.E. Hollenbach. Laser interferometer for measuring high velocities of any reflecting surface // J. Appl. Phys. 43, 4669 (1972).
2. Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. Москва, изд-во "Янус-К", 1996, 407 с.
3. Н.В Савельева, Ю.В. Баяндин, А.С. Савиных, Г.В. Гаркушин, Е.А. Ляпунова, С.В. Разоренов, О.Б. Наймарк. Особенности упругопластического перехода и разрушения поликристаллического ванадия при ударно-волновом нагружении // Письма в ЖТФ, 2015, том 41 вып.12, с. 32–39.

СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИСКУССТВЕННЫХ КОМПОЗИТОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ СИСТЕМЫ Ti-Al

Желтякова И.С. аспирантка, Карпов М.И.

Институт Физики Твердого Тела РАН, terekhova@issp.ac.ru

Сплавы на основе системы Ti-Al – Ti-Al-Cr, Ti-Al-Mn, Ti-Al-Mo, Ti-Al-V и др. – искусственные слоистые композиты, которые характеризуются достаточной удельной прочностью, хорошими антикоррозионными свойствами и значительной жаропрочностью при умеренных (до 800-850°C) температурах. Их преимущество – малая плотность и небольшие удельные напряжения при работе деталей в центробежных условиях. С увеличением содержания Al повышаются жаропрочность и сопротивление ползучести, модуль упругости и склонность к водородной хрупкости сплавов. Жаропрочность достигается за счёт интерметаллических выделений TiAl и Ti₃Al.

При выполнении данной работы в качестве исходных материалов использовались фольги из титана (титанового сплава Ti-Me) и алюминия (сплава Al-Si) различной толщины. Слоистый композиционный материал получали диффузионной сваркой (ДС) под давлением и пакетной прокаткой с последующей ДС в 2 этапа слоистых пакетов, после которой они отжигались при 850°C в течение 5 и 10 часов.

Анализ структуры, элементного и фазового анализа проводился на сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II XMU с энергодисперсионным INCA Energy 450 и волнодисперсионным INCA Wave 700

спектрометрами. Кратковременные испытания проводились на испытательной машине «Инстрон» в режиме изгиба при различных температурах.

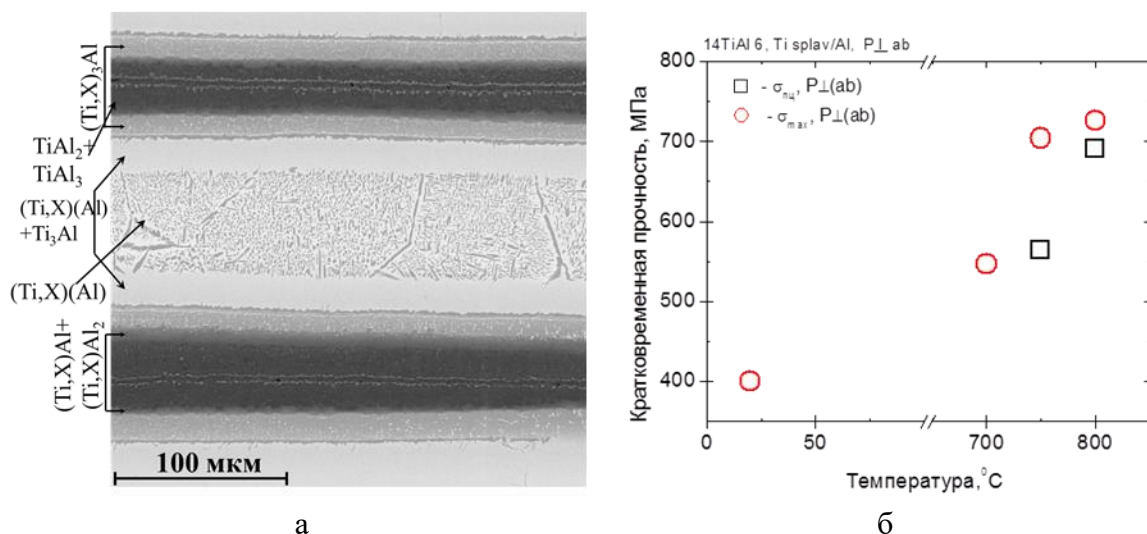


Рис. 1. а – Микроструктура поперечного сечения образца легированного композита, б – зависимость кратковременной прочности от температуры испытаний на 3 х точечный изгиб.

Структура легированного слоистого композита представлена чередующимися прослойками твердого раствора алюминия в Ti-Me и несколькими интерметаллическими фазами Ti_3Al , $TiAl$, $TiAl_2$, и $TiAl_3$. Средняя толщина твердого раствора (Ti, Me)(Al) и интерметаллических фаз варьируется от 90 до 97 мкм и от 60 до 76 мкм соответственно.

По результатам кратковременных испытаний на трехточечный изгиб средние значения предела прочности легированного композита находятся на уровне 400 МПа и 550 МПа при 20 С и 700 С, соответственно.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩИХ ФАЗ В ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЯХ

Давыдов¹ С.В., Петров² Е.В. молодой ученый, Щукин² А.С.

¹⁻ Брянский государственный технический университет, Брянск

²⁻ Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, petrow-ewgeni@mail.ru

Особенностью традиционных упрочняющих технологий, таких как, индукционный нагрев, плазменное напыление, поверхностное модифицирование, ионная имплантация, ударно-волновое воздействие и др. является применение высокоэнергетических и концентрированных источников энергии. Основной задачей при упрочнении является обеспечение последовательного формирования структур функциональных поверхностных

слоев различных материалов и управление свойствами этих структур при разнообразном физическом высокотемпературном и силовом воздействии. При этом основным является устойчивое и стабильное формирование слоя определенной толщины с заданной структурой или фазовым составом.

В настоящей работе исследовался фазовый состав и процессы формирования градиентных структур функциональных покрытий, получаемых в высокоэнергетических процессах имплантации: комбинированной импульсной электромеханической обработке [1] и в технологии использования воздействия потока тугоплавких частиц, разогнанных энергией взрыва, на основе эффекта сверхглубокого проникания твердых частиц [2].

Комбинированная импульсная электромеханическая обработка включает в себя два этапа. На первом этапе (режим высокотемпературная пластическая деформация) происходит имплантация под определенной нагрузкой порошка карбида вольфрама размером частиц до 9 мкм из специальной графитной обмазки, наносимой на поверхность детали, в поверхность детали из углеродистой стали 45. Частицы карбида вольфрама, перемешиваясь с пластически деформируемым металлом, внедряются в процессе деформации в формируемый поверхностный слой (слой 1, рис.1а). Следовательно, в процессе имплантации происходит интенсивное пластическое перемешивание частиц карбида вольфрама в объеме стали в твердофазном состоянии и их частичное растворение в аустените.

На втором этапе (режим высокотемпературное термическое упрочнение) применяется ролик из псевдосплава «карбид вольфрама-медь» для обеспечения сочетания высоких температур и давлений в зоне контакта, под воздействием которых в момент электрического импульса происходит аустенизация поверхностного слоя стали в зоне контакта ролика и обрабатываемой поверхности. При этом углерод из обмазки диффундирует в поверхностные слои детали, повышая содержание углерода в аустените. Карбиды вольфрама частично растворяются в аустените до предела его насыщения вольфрамом. И в слое 2 образуется ячеистая структура аустенитных зерен, границы которых армированы карбидовольфрамовой сеткой (рис.1б).

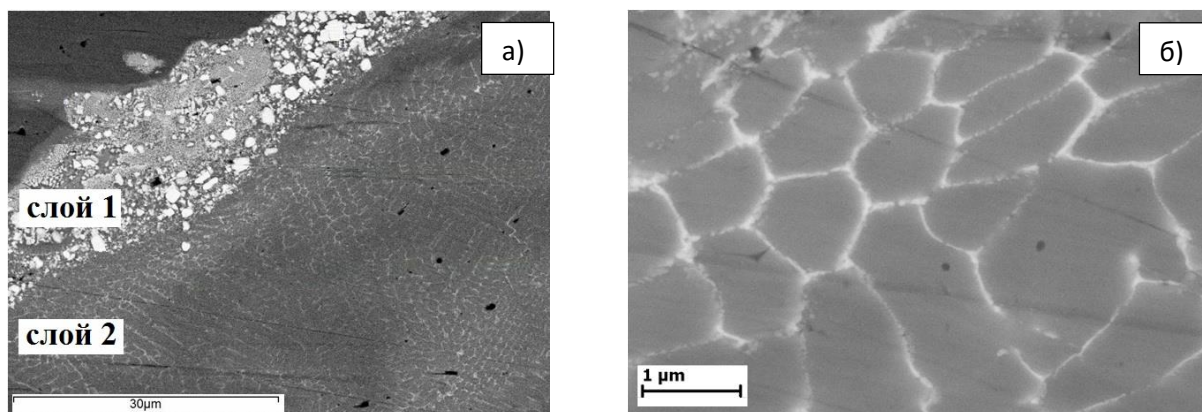


Рис. 1. Микроструктура а) слоя 1 (частицы карбида вольфрама) и слоя 2 (сетка карбида вольфрама по границам аустенитных зерен); б) ячеистая структура переохлажденного аустенита в слое 2.

Для улучшения эффективности и оптимизации использования эффекта сверхглубокого проникания частиц исследовали закономерности воздействия частиц порошка вольфрама размером частиц 10-16 мкм для упрочняющей обработки функциональной поверхности инструментальной стали У8.

В структуре стали У8, как и в экспериментах по комбинированному электромеханическому упрочнению, также обнаружена ячеистая структура аустенита с сеткой карбида вольфрама и с включениями частиц вольфрама (рис.2).

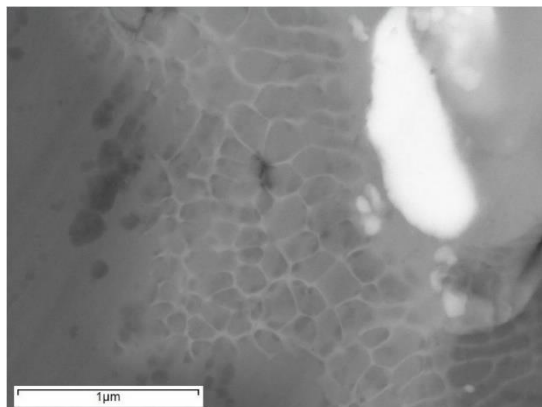


Рис. 2. Ячеистая структура переохлажденного аустенита с сеткой карбида вольфрама в структуре стали У8, упрочняемой потоком частиц вольфрама.

Оценочный теоретический расчет температуры нагрева частиц вольфрама показал, что верхний предел температуры ударного сжатия частиц вольфрама с преградой составляет $t_{max} = 972$ °С. Следовательно, при ударном воздействии частиц вольфрама со сталью У8 температура превышает температуру перитектоидной реакции в системе *Fe-W*. В результате образуется высокоуглеродистый аустенит, который при охлаждении стабилизируется растворенным вольфрамом и формируется сетчатая ячеистая структура (рис. 2), которая полностью аналогична структуре, приведенной на рисунке 1б. Средний химический состав ячеистого аустенита, образованного при комбинированной электромеханической обработке и при применении эффекта сверхглубокого проникания частиц, отличается только по углероду, а по содержанию вольфрама одинаков.

Таким образом, при импульсном имплантировании порошка карбида вольфрама в сталь 45 методом комбинированной электромеханической обработки и при обработке поверхности образцов из инструментальной стали У8 потоком частиц порошка вольфрама, разогнанных энергией взрыва, температура в активной зоне превышает уровень температуры перитектоидной реакции в 1060 °С в системе *Fe-W*. Как следствие, в структуре стали образуется ячеистый переохлажденный аустенит с сеткой карбида вольфрама по границам зерен, что идентично структуре литой быстрорежущей стали со сложной карбидной эвтектикой, напоминающей ледебурит и располагающейся также по границам зерен аустенита.

Список литературы:

1. Горленко А.О., Горленко О.А. Импульсная электромеханическая обработка // Научно-технические технологии в машиностроении. 2011. №6. С. 21–25.
2. Ушеренко С.М. Современное представление об эффекте сверхглубокого проникновения // Инженерно-физический журнал. 2002. т.75. №3. С.183-198.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-08-00571_a.

МНОГОФАЗНЫЕ СВС-КАТОДЫ ZrSiB И ЖАРОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ Zr-Si-B-(N) ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ НИХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

***Лемешева М.В. студентка, Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Яцюк И.В.,
Погожев Ю.С., Левашов Е.А.***

***Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, lemescheva.margarita@yandex.ru***

В эксплуатационных условиях работы компоненты, например, такие как ведущая кромка сверхзвукового летательного аппарата или ракетный двигатель, подвергнуты воздействию высоких температур, поэтому нуждаются в сохранении геометрической целостности во время работы. Диборид циркония, который относится к семейству ультравысокотемпературной керамики (УВТК), имеет высокую температуру плавления (3245 °С), поэтому его рассматривают как перспективный материал в качестве защитного покрытия в аэрокосмической технике и энергетическом машиностроении. Кроме того, ZrB₂ также привлекателен из-за уникального набора свойств: высокой теплопроводности (57,9 Вт/(м·К)), высокой твердости 18-23 ГПа, низкого коэффициента теплового расширения (5,9 · 10⁻⁶ °С⁻¹) и т.д. Формирование многоэлементных вакуумных покрытий из УВТК может быть при помощи одного многоэлементного катода. Наибольшее распространение получил самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС-технология) для изготовления магнетронных мишеней в варианте СВС-прессования.

Для получения мишени ZrSiB в качестве исходных компонентов реакционной смеси использовались серийно выпускаемые порошки циркония марки ПЦрК-1 со средним размером частиц порядка 10-15 мкм; бора аморфного черного марки Б-99А со средним размером частиц порядка 0,1 мкм. Порошок кремния получали путем размолла монокристаллов КЭФ-4.5 (ориентации 100) с последующим отсевом фракции с размером частиц менее 45 мкм.

Гранулометрический состав порошка циркония включает 85 % мелкой фракции с размером частиц до 20 мкм, а остальные 15 % представлены более крупными фракциями до 50 мкм. Порошок кремния является бидисперсным и содержит примерно одинаковое количество мелкой (до 15 мкм) и крупной (15-45 мкм) фракций. Состав исходных реагентов рассчитывался в предположении полного химического взаимодействия Zr с В и образованием 80 % ZrB_2 , а также 20 % свободного Si. Порошки смешивались в шаровой вращающейся мельнице в стальных барабанах с использованием твердосплавных размольных тел. Для предотвращения самовоспламенения порошка циркония применялось мокрое смешение в изопропиловом спирте. Сушку готовой смеси проводили в вакуумном сушильном шкафу при температуре 50 °С, после чего проводили синтез в варианте СВС-компактирования.

Для осаждения покрытий из СВС мишеней $ZrSiB$ применялся метод магнетронного распыления. Осаждение проводилось в различных газовых средах: Ar, Ar+15%N₂, N₂. Структура, химический и фазовый состав покрытий были изучены с помощью сканирующей электронной микроскопии, рентгенофазового анализа, спектроскопии комбинационного рассеяния света и инфракрасной спектроскопии, энергодисперсионного анализа, а также оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда. С помощью метода наноиндентирования были определены твердость, модуль упругости и упругое восстановление покрытий. Для оценки термической стабильности и стойкости к окислению покрытия отжигались в диапазоне температур 1000-1400 °С в атмосфере воздуха при выдержках от 5 минут до 6 часов.

Полученные результаты показывают, что основной структурной составляющей покрытий с низким содержанием азота является гексагональная фаза h- ZrB_2 с размером кристаллитов ~ 1,5 нм. С увеличением содержания азота наблюдается измельчение структуры и увеличение объёмной доли аморфной фазы. Покрытия Zr-Si-B-(N), полученные в 100%N₂, обладают полностью аморфной структурой. Максимальная твердость 22 ГПа, модуль упругости 255 ГПа, и упругое восстановление 60% были зафиксированы для покрытий, осажденных в Ar+15%N₂. Тогда как покрытия без азота имели наиболее высокую жаростойкость при температурах до 1400 °С. Защитные свойства нереакционных покрытий обусловлены формированием на поверхности в процессе окисления слоя SiO₂, с диспергированными в нём наночастицами ZrO₂. В азотсодержащих покрытиях при нагреве свыше 1000 °С интенсивно идут фазовые превращения (в частности выделение крупных кристаллитов SiN_x), которые приводят к деградации их структуры, а, следовательно, и свойств. Таким образом, покрытия системы Zr-Si-B-(N) являются привлекательным материалом для защиты деталей и узлов самолётов и космических аппаратов, поверхности режущего инструмента, оптических устройств, в микроэлектронике и т.д.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АК12+2,38%Cu+0,06%SiC С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕГО ЗОНДОВОГО МИКРОСКОПА

Воронин С.В., Чаплыгин К.К. студент, Литошина А.Д. студент

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, voronin@ssau.ru

Исследование структур алюмоматричных композиционных материалов является важной задачей, т.к. характер распределения упрочняющих частиц оказывает влияние на прочностные характеристики данных материалов. Традиционные методы металлографических исследований не всегда позволяют определить характер расположения мелкодисперсных упрочняющих частиц. Поэтому для исследования структуры дисперсноупрочняемых композиционных материалов целесообразно использовать методы сканирующей зондовой микроскопии в сочетании с наноиндентированием. Одним из таких приборов, в котором реализованы возможности, позволяющие решать вышеуказанные проблемы, является сканирующий нанотвердомер «НаноСкан-3D».

Целью данной работы является выявление упрочняющих частиц карбида кремния в алюмоматричном композиционном материале АК12+2,38%Cu+0,06%SiC методом сканирующей зондовой микроскопии и наноиндентирования.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

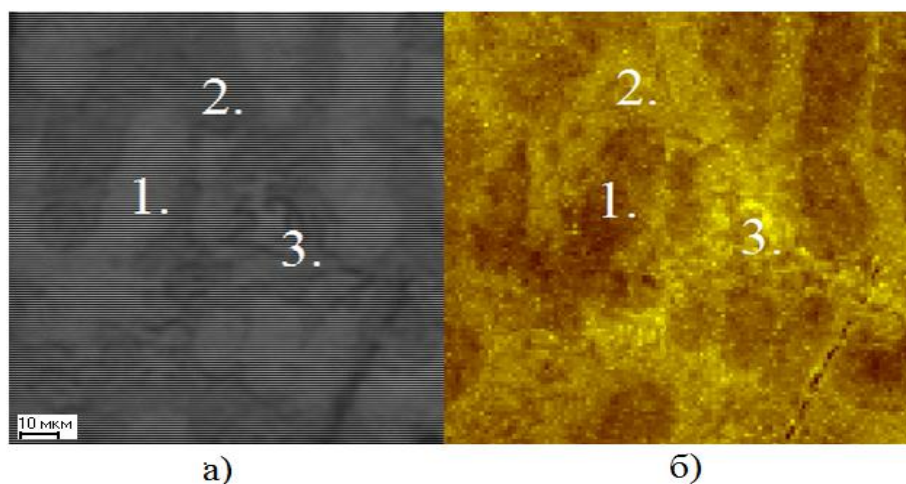
1. Провести прецизионное позиционирование оптической оси нанотвердомера «НаноСкан-3D» с осью индентора.
2. Получить картины профиля поверхности, частотных и амплитудных характеристик на приборе «НаноСкан-3D» для образцов композиционного алюмоматричного материала АК12+2,38%Cu+0,06%SiC и сплава АЛ2 модифицированного.
3. Определить модуль упругости карбида кремния, α -твердого раствора и эвтектики в образце АК12+2,38%Cu+0,06%SiC и α -твердого раствора, и эвтектики в образце сплава АЛ2 модифицированного методом наноиндентирования.

Для гарантированно точного наноиндентирования объектов структуры, наблюдаемых в оптический микроскоп прибора «НаноСкан-3D», проводилось прецизионное позиционирование оптической оси с осью индентора. Для этого выбирался участок на поверхности исследуемого образца, на котором методом склерометрии очерчивалась зона исследования. Образец перемещался под оптическую ось прибора, при этом координаты предметного столика фиксировались. Далее образец возвращался под индентор прибора и

выполнялось сканирование поверхности. Затем образец вновь перемещался под оптическую ось, где определялась величина смещения исследуемой зоны.

Для проверки адекватности полученного результата дополнительно выполнялось пять экспериментов. Среднее отклонение по оси X составило 41,5 мкм, с учетом среднеквадратичной погрешности равной $\pm 0,8$ мкм. Данное отклонение объясняется тем, что образец возвращается под оптическую ось из того положения, в котором он остановился под индентором после завершения сканирования.

Для исследования структуры алюмоматричного композиционного материала АК12+2,38%Cu+0,06%SiC и выявления частиц карбида кремния проводилось зондовое сканирование образца. В результате чего были получены картины профиля поверхности, а также частотных и амплитудных характеристик, по которым определялись значения модуля упругости путем снятия кривых подвода индентора к заданным участкам структуры (рис. 1).



1 – α -твердый раствор (63-79 ГПа); 2 – эвтектика (81-90 ГПа); 3 – включения SiC (380-410 ГПа).

Рис. 1. Структура материала АК12+2,38%Cu+0,06%SiC с включениями карбида кремния: а) оптическое изображение; б) зондовое сканированное изображение.

Полученные значения модуля упругости для α -твердого раствора составили от 63 до 79 ГПа, а для эвтектики от 80 до 91 ГПа. Однако в процессе измерения были выявлены зоны с повышенным значением модуля упругости (от 380 до 410 ГПа). Полученные значения модуля упругости, исследуемых зон соотносятся со значениями модуля упругости карбида кремния из литературных данных. [1]

Для подтверждения адекватности полученных значений модулей упругости всех исследуемых фазовых и структурных составляющих проводилось аналогичное исследование для модифицированного алюминиевого сплава АЛ2, который имеет идентичный химический и фазовый состав основы композитного материала – АК12.

Полученные значения модулей упругости α -твердого раствора и эвтектики в сплаве АЛ2 имели значения от 64 до 79 ГПа и от 81 до 90 ГПа соответственно. Необходимо отметить, что для эвтектики, находящейся в узкой границе между

зернами алюминия модуль упругости составил от 110 до 147 ГПа, что соответствует литературным значениям модуля упругости кремния (от 100 до 140 ГПа).

В результате проведенных исследований были сделаны следующие выводы:

1. Проведено высокоточное позиционирование оси индентора с оптической осью сканирующего нанотвердомера, в результате которого установлено, что среднее отклонение по оси X составило 41,5 мкм с учетом среднеквадратичного отклонения равного $\pm 0,8$ мкм.
2. Установлено, что оптическое изображение структуры исследуемого образца композиционного материала АК12+2,38%Cu+0,06%SiC, полученное на металлографическом микроскопе имеет сходство с картинами распределения параметра Z_{opt} – профиля поверхности, полученными на сканирующем нанотвердомере «НаноСкан-3D».
3. Обнаружены участки в образце композиционного материала АК12+2,38%Cu+0,06%SiC с модулем упругости от 380 до 410 ГПа, которые предположительно можно считать включениями карбида кремния, что дает возможность оценивать характер распределения частиц карбида кремния в структуре литого материала.

Список литературы:

1. Карабасов Ю.С. Новые материалы – М: МИСиС.-2002 – 736с.

STUDY COMBUSTION PARAMETERS OF PYROTECHNIC BATTERIES BASED ON MAGNESIUM AND ZINC

Ch. Daulbayev, T. Dmitriyev, F. Sultanov, B. Dabynov, Zh. Yelemessova young scientist, R. Abdulkarimova, Z. Mansurov

Republican State Enterprise on the Right of Economic Use “Institute of Combustion Problems”, Almaty, Kazakhstan, Janer-KazNU@mail.ru

Abstract

This paper presents the results of studies of operating parameters of pyrotechnic batteries. This battery was activated by the pyrotechnic compositions contained in the electrodes. Once the ignition impulse worked, the pyrotechnic compositions took fire immediately and melted the electrolyte. Then the rest pyrotechnic compositions served as anode and cathode. The battery began to discharge. The following characteristics of pyrotechnic batteries were evaluated during the study: release time to operating regime of the electric current, the duration of the pyrotechnic batteries work and initiation temperature of pyrotechnic batteries. A detailed evaluation of the Mg/LiF/PbF₂ electrochemical system and Zn/LiF/PbF₂ one is undertaken. Test results show that the electric current value using powder of zinc and granular zinc in these experiments was

0.179 A and 0.1 A, respectively, and the operating time at these values of electric current was 40 and 151 seconds, respectively.

The studies revealed the influence of asbestos separator thickness in the pyrotechnic batteries system. It was found that by decreasing thickness of asbestos separator there is an increase in the electric current values. Obviously, this fact takes place because increased thickness of the separator prevents the free passage of charged particles produced in the course of the electrochemical reaction. During this work, the operating parameters of the pyrotechnic batteries based on magnesium with 0.8 mm thick asbestos separator were studied, such as: working electric current, voltage and durability of a single galvanic cell. It was found that the running time of pyrotechnic batteries 585 seconds with the value of the current 0.02 A.

Key words: *pyrotechnic batteries, pyrotechnic material, cathode-anode cell.*

Chemical power sources are divided into primary, secondary and reserve, as well as electrochemical generators. Primary power sources (galvanic cells and batteries) allow a single use of chemical energy. Some types of electrochemical cells and batteries allow short-term re-use reagents after the recharging. Pyrotechnic batteries or electrochemical generators on the basis of pyrotechnic compositions, represent a kind of chemical power sources. Typically, pyrotechnic batteries include direct conversion of chemical energy of pyrotechnic compositions of electrode into electrical energy. The pyrotechnic compositions of anode and cathode comprise fuel, oxidant, and an electrolyte, wherein the anode further includes a pyrotechnic charge with an excess of fuel, and the cathode - with an excess of oxidant. The anode and cathode of pyrotechnic batteries cells are divided by a separator and have contact to the metal plate to connect the external electric circuit [1]. Such kind of source is capable of long time to be in standby (passive) mode and to produce electrical energy only after initiation.

Such pyrotechnic batteries are able to continuously generate an electric current in the form of short-term and long-term charge [2]. In contrast to the electrochemical cells and batteries, in pyrotechnic batteries electrolyte during storage is not electrically connected to the electrodes. Currently, pyrotechnic batteries are used in various fields of technology: as electric power supply of spacecraft, in facilities operated in cold places, hybrid automatic devices, etc. [3]. A number of advantages and opportunities cause it, such as autonomy, small and the relative ease of manufacture [2]. As an electrolyte material porous capillary membrane containing a liquid electrolyte, a mixture of dry electrolyte salts or crystalline hydrates can be used [3].

Figure 1 shows a schematic diagram of pyrotechnic batteries.

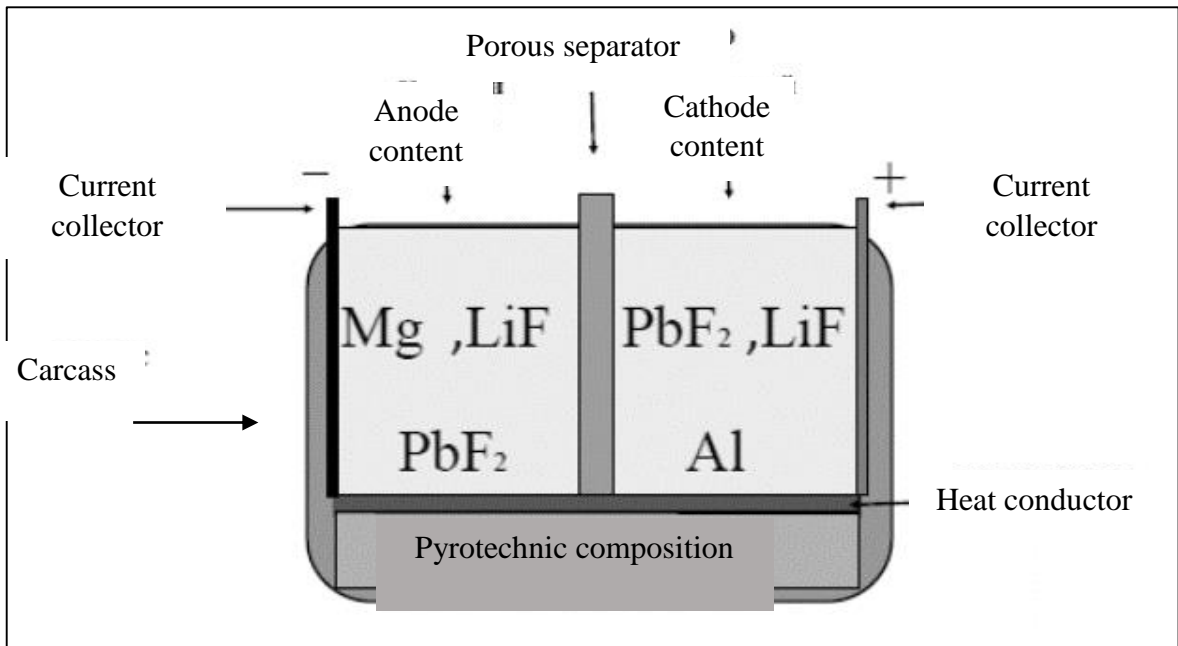


Fig.1. Principal scheme of pyrotechnic batteries.

The aim of this work is to develop a pyrotechnic battery, as well as the study of the influence of the thickness of the asbestos separator on the current-voltage characteristics of the obtained system.

Principal diagram of the setup is presented in figure 2.

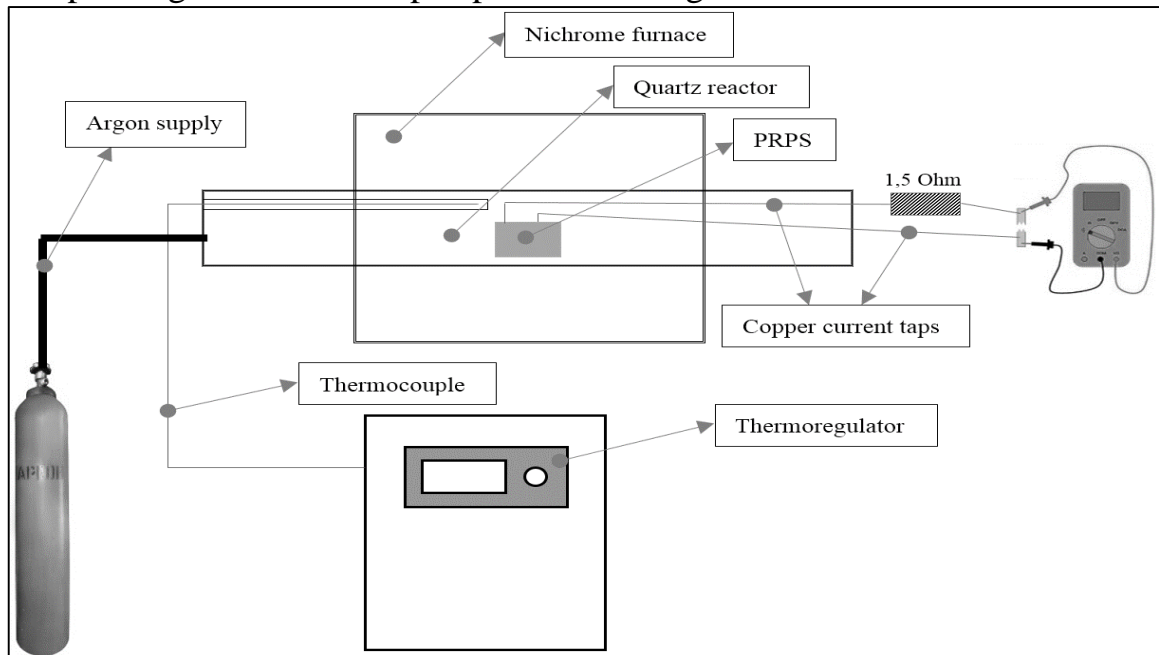


Fig.2. Principal diagram of installation.

To perform our research experimental setup was assembled, external view of it presented in figure 2. As a case for cathode-anode cell, 25 mm in diameter and 30 mm height alundum crucible was used. The separator was made of compressed asbestos sheet with the thickness of 2 and 0.8 mm. The anode comprises the following components (% mass wt.): PbF_2 , Mg, LiF, and a cathode made of a composition (% mass wt.): PbF_2 , Al and LiF.

Initiation of pyrotechnic composition was carried out by thermal heating in a furnace with nichrome heating element. Reaction begins at high temperature in an inert atmosphere (gas - argon). To provide an inert environment quartz reactor of 60 mm diameter and 1000 mm in length was made.

References:

1. Ronald Guidotti, F.W. Reinhardt, E.V. Thomas. Characterization of MgO powders for use in thermal batteries. Sandia Report. New Mexico, 1996. – 53.
2. LI Wei, Liu Zhan-chen, Wang Shu-jun. Experimental Analysis of a Pyrotechnic Compositions Battery. International Workshop on Information and Electronics Engineering (IWIEE), Elsevier. 2012.
3. Holubowitch N.E., Stephen E. Manek, James Landon, K. Liu. Zn-Sn Electrochemical Cells with Molten Salt Eutectic Electrolytes and Their Potential for Energy Storage Applications. - Power and Energy, ECS - The Electrochemical Society, 2014.

ВЛИЯНИЕ Cr_2O_3 НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ГОРЕНИЯ КОМПОЗИТНЫХ ТВЕРДЫХ РАКЕТНЫХ ТОПЛИВ НА ОСНОВЕ AN/MGAL

Камунур^{1,2} К. молодой ученый, Жандосов^{1,2} Ж.М., Абдулкаримова^{1,2} Р.Г., Кейщй Хори³, Мансуров^{1,2} З.А.

¹- Казахский национальный университет им. аль-Фараби, г. Алматы, Казахстан, kamunur.k@mail.ru

²- Институт проблем горения, г. Алматы, Казахстан

³- Японское агентство аэрокосмических исследований, Сагамихара, Япония

В работе были исследованы характеристики горения ракетных топлив на основе каталитического горения AN/MgAl с добавлением Cr_2O_3 . Добавление Cr_2O_3 улучшает воспламенение при низких давлениях. Помимо этого, добавление Cr_2O_3 увеличило скорость горения, использование механического сплава MgAl в качестве окислителя позволило ракетным топливам воспламеняться при низких температурах. Образцы сжигали в камере горения при давлении азота 1 МПа, 3 МПа и 5 МПа с помощью видеокамеры определяли скорость горения.

Композитное ракетное топливо – это твердое ракетное топливо с гетерогенной фазой, состоящей из синтетических и пластических связующих матриц, металлических топлив и топлив сплавов металлов, кристаллических компонентов. Композитные твердые ракетные топлива помещаются в камеру горения ракетного двигателя. Они являются движущим топливом в космической аппаратуре, тактических, стратегических и других двигателей в технической сфере. В ракетных топливах на основе AN/MgAl в качестве окислителя применяется AN, в качестве топлива механический сплав (50/50) MgAl, в

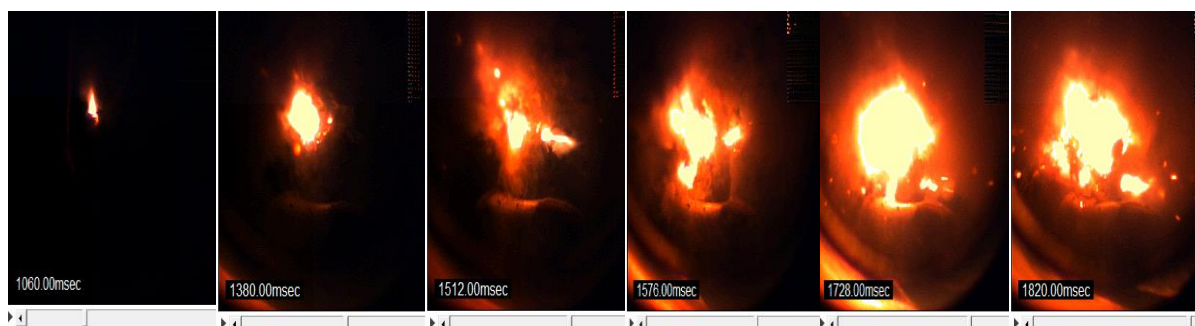
качестве связующего парафин, в качестве катализатора применяются оксиды металлов и другие [1].

В ходе работы были определены скорости горения ракетных топлив на основе AN/MgAl/Cr₂O₃ в камере горения, при значениях давления, равных: 1МПа, 3МПа и 5МПа. Образцы в различных массовых соотношениях компонентов были приготовлены с помощью прессования в пресс-форме под давлением 20МПа. Диаметр образцов которой равен 6 мм, высота 10 мм. Воспламенение готовых образцов проводили в камере горения с помощью подачи электрического тока через спираль, видеозапись горения образцов была осуществлена с помощью высокоскоростной камеры.

На рисунке 1 приведен процесс горения ракетных топлив AN-70%/MgAl-30% в камере горения под давлением 3 МПа и 5 МПа



(AN/MgAl, 3 МПа, время горения – 824 мсек, h = 8,58 мм)



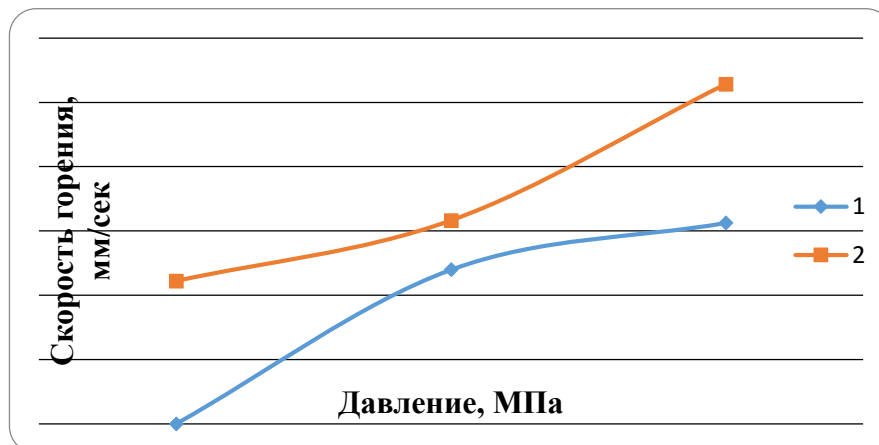
(AN/MgAl, 5 МПа, время горения – 664 мсек, h = 9,86 мм)

Рис.1. Кинограмма горения ракетных топлив на основе AN/MgAl в камере горения под давлением 3 МПа и 5 МПа.

Из кинограммы видно (рисунок 2), что скорость горения ракетных топлив на основе AN/MgAl линейно возрастает при повышении давления в камере. При этом ракетное топливо на основе AN/MgAl не воспламеняется при давлении в 1МПа, потому что такие свойства нитрата аммония как: медленное воспламенение, низкая энергетичность, высокая гигроскопичность влияют на воспламенение ракетных топлив на основе AN/MgAl. Для устранения недостатков в состав ракетных топлив добавляли оксиды хрома) и изучали механизм горения ракетных топлив на основе нитрата аммония с добавлением оксида хрома.

Из результатов проведенных экспериментов можно видеть, что скорость горения была высокой и образцы сгорали полностью. Помимо этого, добавление в систему Cr_2O_3 повысило скорость горения сделало возможным горение при низких значениях давления. Реакции горения образцов являются высокоэкзотермичными реакциями с выделением тепла, света с образованием в большом количестве газосодержащих веществ.

На рисунке 2, Показаны скорости горения образцов на основе AN/MgAl и AN/MgAl/ Cr_2O_3 при различном давлении атмосферы азота. Добавление Cr_2O_3 заметно повлияло на скорости горения и способность воспламенения систем при низком давлении.



1 – AN-70%/MgAl-30%; 2 – AN-70%/MgAl-30%/Cr₂O₃-5%

Рис.2. Зависимость скорости горения от давления азота.

Анализируя полученные результаты, можно сделать вывод, что исследованная система, способная к устойчивому горению и экзотермичной реакции с выделением энергии в большом количестве. Также, стоит отметить, что горение образцов чистое, природное и отличается безхлорными продуктами[2]. Применение металлических сплавов в качестве топлива по сравнению с чистыми металлами имеет ряд преимуществ: высокоэнергичность, низкая температура воспламенения и низкая плотность, что делает перспективным применение ракетных топлив на основе нитрата аммония. Однако, данное исследование проводилось при низких значениях давления, следует продолжить исследования при высоких значениях давления и при различном соотношении металлического сплава и нитрата аммония.

Заключение

По результатам проведенного исследования было показано, что в камере горения под давлением азота, равном 1МПа, 3МПа и 5МПа добавление в ракетное топливо на основе AN/MgAl оксида хрома Cr_2O_3 позволило ракетному топливу на основе AN/MgAl воспламениться при низком давлении а а также привело к линейному возрастанию скорости горения при увеличении давления азота до 10,5мм/сек. Установлено, что возросла скоростия горения. Добавление

Cr_2O_3 в состав ракетного топлива на основе AN/MgAl оказывает каталитическое действие на процесс горения.

Список литературы:

1. M. Kohga and K. Okamoto, —Thermal decomposition behaviours and burning characteristics of ammonium nitrate/polytetrahydrofuran/glycerin composite propellant, *Combustion and Flame*, vol. 158, no. 3, pp. 578–582, 2011.
2. S.R. Chakravarthy, J.M. Freeman, E.W. Price, R.K. Sigman, “Combustion of Propellants with Ammonium Dinitramide”, *Propellants Explos. Pyrotech.*, 2004, 29(4), 220-230.
3. G.B. Manelis and D.B. Lempert, “Ammonium nitrate as an oxidizer in solid composite propellants”, *Progress in Propulsion Physics* 1 (2009), p.p. 81-96.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ГАЗОВОГО ПОТОКА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРУ ПОКРЫТИЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ДОЛГОВЕЧНОСТИ

Христосова В.Ю. студентка

*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Самарский национальный исследовательский
университет имени академика С. П. Королёва», Самара, hristosova@mail.ru*

Работоспособность и ресурс газотурбинных двигателей (ГТД) определяется состоянием лопаток турбины, так как они находятся в наиболее тяжелых условиях эксплуатации.

Основной причиной разрушения деталей горячего тракта двигателя является высокотемпературное окисление. Высокотемпературное воздействие кислорода на поверхности деталей может приводить к разрушению материала вследствие образования и отслаивания окисных пленок, к внутреннему окислению, возникающему в результате диффузии кислорода по границам зерен, а также к образованию твердых растворов и соединений кислорода с компонентами сплавов.

Около 75% деталей авиационных двигателей имеют металлические и керамические покрытия для защиты от коррозии, износа и высокотемпературного окисления.

Исследование структуры теплозащитного покрытия до и после эксплуатации лопаток ГТД позволяет оценить воздействие высокотемпературного газового потока на состояние деталей. Поэтому проблема защиты никелевых сплавов, из которых в основном изготавливаются детали горячего тракта ГТД, от высокотемпературной коррозии является наиболее актуальной.

Для исследования были взяты лопатки ГТД из жаропрочного никелевого сплава в исходном состоянии и после эксплуатации. Теплозащитное покрытие на них полученное плазменным напылением состоит из двух слоев: внешнего керамического и внутреннего жаростойкого. В качестве материала керамического слоя внешнего теплозащитного покрытия широкое распространение получил диоксид циркония, стабилизированный иттрием. Его достоинством является низкая теплопроводность. В качестве подслоя для керамического покрытия использовался четырехкомпонентный жаростойкий сплав системы Ni-Co-Cr-Al-Y.

Анализ строения покрытия проводился на электронном растровом сканирующем микроскопе CamScanCS 44 Scanning Electron Microscope with energy dispersive X-Ray spectroscopy (EDX) and Moran scientific Microanalysis X-Ray Mapping System.

Исследование структуры теплозащитного покрытия на лопатках ГТД в исходном состоянии и после эксплуатации показало, что в отличие от исходной лопатки в структуре основного металла во втором случае под покрытием появляется диффузионный слой (рис. 1-а, 2-а).

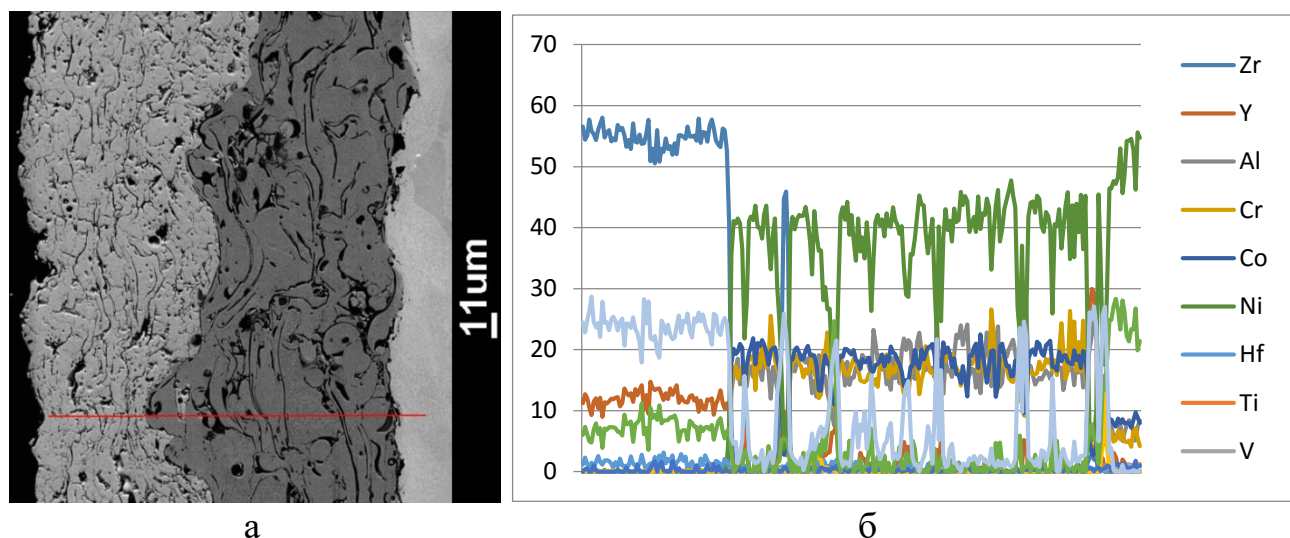


Рис.1. Распределение элементов по линии в теплозащитном покрытии лопатки ГТД в исходном состоянии: а – микроструктура покрытия; б – распределение элементов.

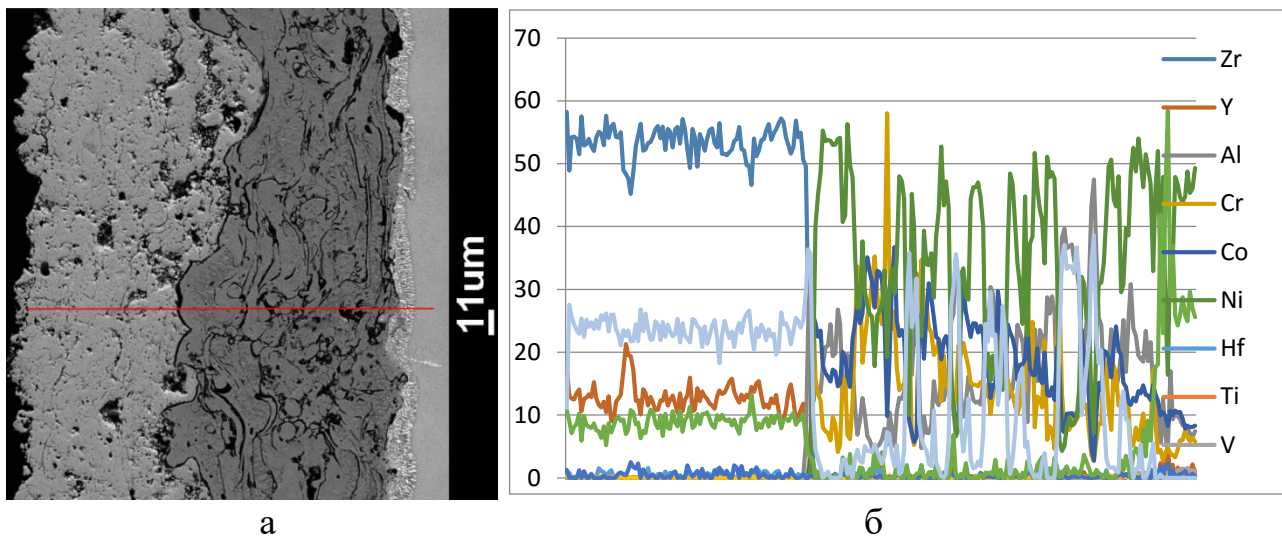


Рис.2. Распределение элементов по линии в теплозащитном покрытии лопатки ГТД после эксплуатации: а – микроструктура покрытия; б – распределение элементов.

Диффузионный слой появился в результате реакции основного металла с внутренним жаростойким слоем в процессе эксплуатации при воздействии высокотемпературного газового потока. Проведенные исследования микроструктуры и элементного состава диффузионного слоя показали, что белые включения, которые наблюдаются внутри этого слоя, являются соединениями вольфрама, предположительно карбидами (рис. 3, таб.1).

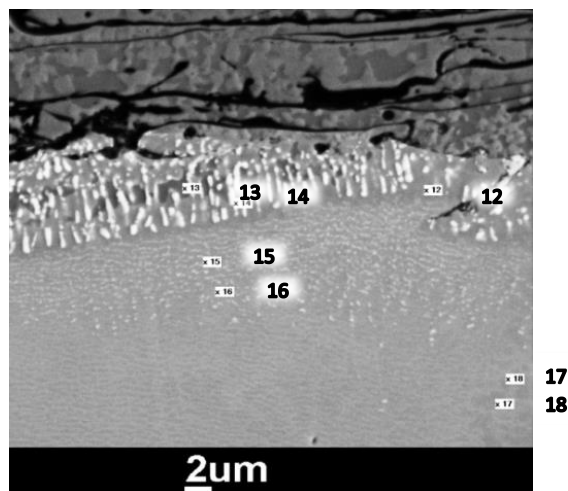


Рис.3. Микроструктура диффузионного слоя основного металла на лопатке ГТД после эксплуатации.

Таблица 1 – Элементный состав по зонам диффузионного слоя основного металла лопатки ГТД после эксплуатации.

Зона	Содержание элементов, %						
	Al	Cr	Co	Ni	W	Ti	V
x12	12,91	2,97	11,77	53,37	16,69	1,19	1,1
x13	26,01	3,34	11,35	47,9	10,38	0,27	0,43
x14	3,3	5,41	7,33	14,8	62,52	0,05	0,38
x15	5,43	9,44	9,45	31,81	38,5	0,78	0,87
x16	7,29	5,92	8,66	49,42	26,22	1,12	1,13
x17	9,73	3,43	6,48	58,26	18,93	1,71	1

С целью исследования химического состава теплозащитного покрытия был проведен его элементный анализ по линии на лопатках в исходном состоянии и после эксплуатации. Анализ результатов позволил сделать вывод, что под влиянием газового потока в структуре наблюдается ярко выраженная химическая неоднородность жаростойкого слоя теплозащитного покрытия (рис. 1-б, 2-б).

Подробный анализ изменения элементного состава ТЗП по линии в лопатках ГТД в исходном состоянии и после эксплуатации позволяет определить, как воздействие высокотемпературного газового потока влияет на структуру теплозащитного покрытия.

Проведенные исследования позволили выявить изменения химического состава теплозащитного покрытия и металлической основы после эксплуатации.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СМЕШИВАНИЯ ПОРОШКОВ МЕДИ И НИТРИДА КРЕМНИЯ НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СМЕСЕЙ

Ручкина В.С. магистр, Куц А.В. магистр, Кузина А.А.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва, кафедра технологии металлов и авиационного материаловедения, Самара, valy.mail.rus@mail.ru, kuts.94@mail.ru

В последнее время в практике порошковой металлургии для смешивания металлических и неметаллических порошков применяются планетарные центробежные мельницы (ПЦМ), использование которых позволяет производить тонкое измельчение трудно размалываемых и смешиваемых материалов во много раз быстрее, чем в обычных шаровых, вихревых и вибрационных мельницах.

Целью данной работы было исследование влияния режимов механического смешивания порошка электролитической меди и полученного по азидной технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в СамГТУ порошка нитрида кремния на технологические свойства смесей, предназначенных для получения лигатурных брикетов для модифицирования алюминиевых сплавов.

Исходными компонентами для приготовления смеси были: порошок меди (Cu) с размером частиц до 100 мкм и порошок нитрида кремния в виде волокон размером до 100 нм. Прочность лигатурных брикетов в значительной степени зависит от качества перемешивания исходных шихтовых компонентов. Поэтому операции механического смешивания, несмотря на простоту оборудования, следует уделять большое внимание. Важно контролировать равномерность распределения частиц по фракциям, равномерность распределения исходных шихтовых компонентов и технологических свойств смеси (текучесть, насыпную массу, прессуемость и др.), что имеет большое значение в процессах приготовления лигатурных брикетов. Механическое смешивание порошков осуществлялось «всухую», т.е. без добавления жидких компонентов (спирта, воды и т.п.) в центробежной планетарной мельнице «Пульверизетте-5» со скоростью 100 – 150 и 300 – 350 об./мин. в течение 1...5 минут. В качестве мелющих тел использовались твердосплавные шары диаметром 10 мм, соотношение массы шаров к массе порошковой смеси - 10:1. Получены порошковые смеси, содержащие упрочняющие частицы Si_3N_4 в количестве 2,5...7,5%. Качество смешивания полученных композиций оценивали по химическому и гранулометрическому составам. При смешивании со скоростью 100 – 150 об./мин. наблюдается незначительный разброс доли фракции Si_3N_4 , что свидетельствует о непромесе исследуемых порошков. При смешивании порошков со скоростью 300 – 350 об./мин. с увеличением времени смешивания однородность распределения исходных порошковых частиц в полученных смесях увеличивается, при этом наблюдается выравнивание гранулометрического состава порошков. Кроме того, с увеличением скорости и времени смешивания порошков меди и нитрида кремния в планетарной центробежной мельнице «Пульверизетте - 5» увеличивается количество порошковых частиц, имеющих иррегулярные очертания. Однако все полученные порошковые частицы не обладают текучестью.

Таким образом, с увеличением скорости и времени смешивания в «Пульверизетте-5» улучшается качество смешивания, однако при смешивании в течение 4 – 5 минут при скорости 300 – 350 об./мин. наблюдается незначительный наклеп порошковых частиц, что ведет к увеличению давления прессования при последующем приготовлении лигатурных брикетов из данной порошковой смеси.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТОВ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КАВИТАЦИИ НА ФЕНТОН-ПОДОБНЫЕ ПРОЦЕССЫ (С НАНОЧАСТИЦАМИ ЖЕЛЕЗА) И ПРОЦЕССЫ ПЕРЕРАБОТКИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ШЛАМОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ГЛУБОКИХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ РАСТВОРИТЕЛЕЙ

Тагиров М.И. студент, Левина В.В., Михайлов И.Ю., Кузнецов Д.В.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, vira_95@mail.ru*

Ультразвуковая кавитация на настоящий момент широко известна и активно применяется для активации различных физико-химических процессов [1]. Тем не менее, эффекты ультразвуковой кавитации на процессы, связанные с растворением металлов как в растворах неорганических кислот, так и в неводных растворителях (например, ионных и глубоких эвтектических жидкостях) все еще недостаточно изучены и вызывают интерес со стороны исследователей.

С одной стороны, известно, что Фентон-подобные процессы (основанные на генерировании гидроксильных радикалов в ходе реакции Фентона на ионах железа) требуют некоторой активации для обеспечения необходимых условий для растворения устойчивых соединений, например, сульфида цинка [2-3].

С целью разъяснить механизм влияния ультразвуковой кавитации на Фентон-подобный процесс в настоящей работе были использованы наночастицы железа. В качестве модельного физико-химического процесса исследовали процесс сернокисло-пероксидного выщелачивания цинка из шламов газоочистки доменного производства (ПАО «Северсталь»). В данном случае наночастицы железа выступали в роли источника катионов железа (Фентон-катализатора) для увеличения окислительных условий реакции выщелачивания за счет генерирования радикалов, в первую очередь, гидроксил-иона OH^{\bullet} .

В ходе экспериментов по выщелачиванию цинка использовали ультразвуковую установку Hielscher UIP2000hdT с бустером x2.2, титановым волноводом, кварцевой ячейкой с охлаждающей рубашкой и термостатом. Величину температуры в обрабатываемой жидкости определяли с помощью платинового термометра сопротивления (Pt1000).

Эксперимент проводили следующим образом: в кварцевую ячейку с деионизированной водой добавляли навеску сухого образца шлама доменного производства. С помощью механической мешалки пульпу перемешивали, отбирали исходную пробу, затем добавляли серную кислоту H_2SO_4 и пероксид водорода H_2O_2 , навеску наночастиц железа (1 г/дм^3). В ходе ультразвуковой обработки отбирали пробы на 1, 3, 5, 8, 10, 12 и 15 мин процесса выщелачивания. Полученные результаты приведены на Рис. 1.

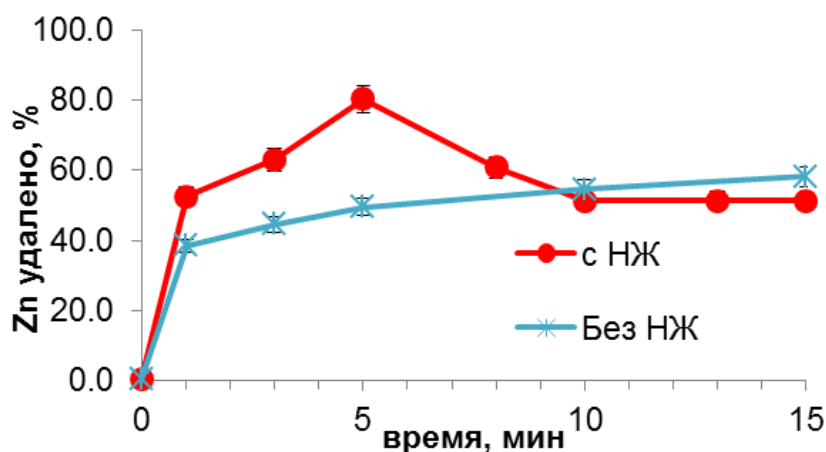


Рис.1. Результаты экспериментов по выщелачиванию цинка.

Как видно из представленных выше результатов, в присутствии наночастиц железа зависимость степени удаления цинка от времени носит экстремальный характер с максимумом на 5 мин. Дальнейшее снижение степени удаления цинка предположительно является следствием нейтрализации раствора и последующей адсорбции цинка на высокодисперсных частицах доменного шлама в условиях ультразвуковой обработки [4].

С другой стороны, все более активное распространение в переработке металлургических шламов получают ионные жидкости и глубокие эвтектические растворители, которые считают экологически чистыми или «зелеными» растворителями. Однако, заметными недостатками их применения являются невысокие растворимости металлов, которые редко превышает 10 %, а также высокая себестоимость и вязкость этих жидкостей [5].

В качестве объекта исследования была выбрана пыль ЭДП Череповецкого металлургического комбината (ПАО «Северсталь»). Исходный состав пыли ЭДП (атомно-эмиссионный спектрометр Thermo Scientific iCAP-6300 Radial View) представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Исходный состав пыли ЭДП.

Элемент	Al	Ca	Cd	Cr	Cu	K	Mg	Mn	Ni	Pb	Ti	Zn	Fe
Состав, %	0,36	5,64	0,058	0,15	0,14	0,96	1,1	2,32	0,02	0,73	0,068	11,5	42,0

Образцы пыли ЭДП растворяли в полученном ГЭР (на основе мочевины и холин хлорида) в соотношении 1 г ЭДП на 115 мл ГЭР. Растворение проводили при температуре 40 °С при обработке ультразвуком. Воздействие ультразвуком на полученную суспензию пыли ЭДП в ГЭР проводили на установке Hielscher UIP 1000hd при мощности 315 Вт и температуре термостата 40 °С.

Фильтрация проводилась через бумажный фильтр с помощью воронки Бюхнера, обмотанной ленточным нагревателем, колбы Вюрца и вакуумного насоса. После фильтрации бумажный фильтр с осадком сушили в духовом шкафу при температуре 60°С (три образца при 100°С) в течение 48 ч.

Полученный осадок анализировали на элементный состав (Thermo Scientific iCAP-6300 Radial View).

На рисунке 2 видно, что при увеличении длительности воздействия ультразвуком растворимость Cd, Pb и Zn снижалась. Это может быть обусловлено разрушением комплекса и/или водородных связей, входящих в состав ГЭР.

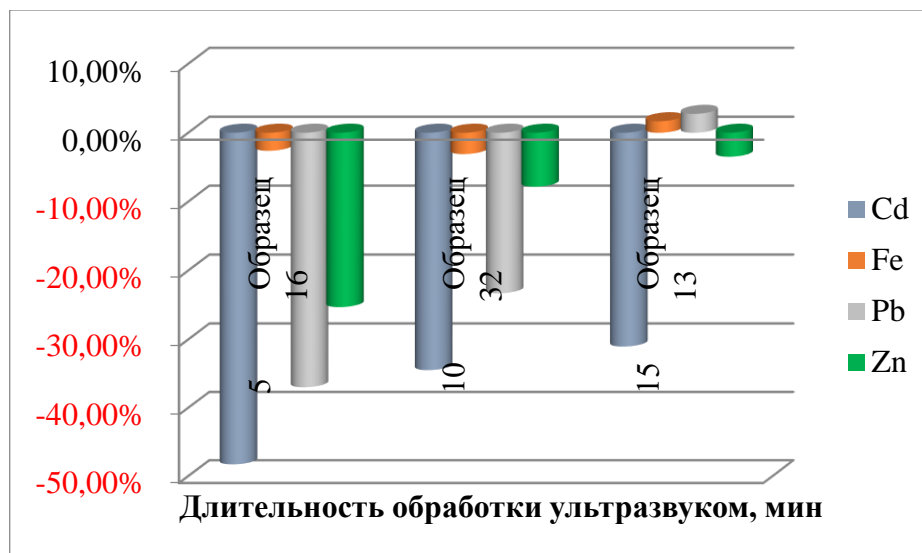


Рис.2. Зависимость растворения Cd, Fe, Pb и Zn в ГЭР от времени воздействия ультразвуком.

Список литературы:

1. Chen D., Sharma S. K., Mudhoo A. (ed.). Handbook on applications of ultrasound: sonochemistry for sustainability. – CRC press, 2011.
2. Babuponnusami A., Muthukumar K. A review on Fenton and improvements to the Fenton process for wastewater treatment // Journal of Environmental Chemical Engineering. – 2014. – I. 1 (2). – P. 557–572.
3. Olubami P. a., Borode J.O., Ndlovu S. Sulphuric acid leaching of zinc and copper from Nigerian Complex Sulphide Ore in the presence of hydrogen peroxide // Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy. – 2006. – V. 106. – I. 11. – P. 765–770.
4. Mikhailov I. et al. Nanosized zero-valent iron as Fenton-like reagent for ultrasonic-assisted leaching of zinc from blast furnace sludge // Journal of Hazardous Materials. – 2017. – V. 321. – P. 557–565.
5. Abbott A.P. et al. Processing of metals and metal oxides using ionic liquids // Green Chemistry. – 2011. – V. 13. – I. 3. – P. 471–481.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ БЕСЦЕМЕНТНЫХ ВЯЖУЩИХ МЕТОДОМ МАГНИТНО-ИНДУКЦИОННОГО ПОМОЛА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ШЛАКОВ

*Суворов Д.С. магистрант, Хайдаров Б.Б., Мазов И.Н., Жукова П.А.,
Кузнецов Д.В.*

*ФГАОУ ВПО Национальный Исследовательский Технологический
Университет «МИСиС», suvorov8225@yandex.ru*

Известно, что металлургическое производство связано с образованием значительного количества технологических отходов (шлаков, шламов, окалины, пыли газоочистки и др.), которые накапливаются на металлургических предприятиях, причем совершенствование технологий не всегда сопровождается сокращением объема этих отходов. Удельный выход шлака при производстве черного металла изменяется в широких пределах – в доменном производстве от 280 до 960 кг/т чугуна, в сталеплавильном – от 80 до 250 кг/т стали, а в ферросплавном в несколько раз превышает выход выплавляемого металла.

Основную проблему представляют шлаки, накопленные в виде отвалов – терриконов высотой до 45-50 м. В России, по некоторым оценкам, только сталеплавильных шлаков накоплено свыше 250 млн. т, они занимают площадь около 1,3 тыс. га. Дополнительно к этому в отвалы ежегодно сваливается около 5-7 млн. тонн шлаков. Наибольший объем переработки шлака, текущего производства достигнут в доменном переделе. Доменный шлак, как правило, перерабатывается в жидком состоянии, при этом производится гранулированный шлак, шлаковая пемза или вата. Таким образом, отвальные доменные шлаки представляют интерес как сырье для производства строительных материалов, а также как источник вторичного металла. В зависимости от способа первичной переработки, продолжительность вылеживания для получения устойчивой структуры составляет от 90 дней до 4-9 лет. Таким образом, задача эффективной переработки и утилизации отвальных шлаков металлургической промышленности является актуальной и важной. Успешное решение данной задачи позволит значительно снизить экологическую нагрузку в регионах расположения металлургических предприятий, в перспективе – рекультивировать или ввести в хозяйственный оборот значительный объем площадей, а также позволит получать коммерчески востребованную продукцию.

Одним из перспективных путей применения доменных шлаков является их использование в качестве компонентов и исходного сырья для получения вяжущих смесей для гражданского и дорожного строительства. Постепенно возрастающий объем строительства делает чрезвычайно актуальной задачу получения высококачественных строительных материалов из максимально дешевого сырья местного производства. Использование металлургических

шлаков в качестве сырья для получения вяжущих имеет ряд преимуществ, описанных выше.

Однако необходимо отметить, что в настоящий момент не существует технологий, которые бы позволяли энергоэффективно перерабатывать шлаки металлургического производства для дорожной и строительной отрасли. При этом главным достоинством технологии данной разработки является энергоэффективность, а также сравнительно малое время обработки материала. Энергоэффективность метода магнитно-индукционного помола по сравнению с валковой мельницей показана в таблице 1.

Таблица 1 – Сравнительные характеристики приборов измельчения вяжущих смесей.

Метод обработки	Паспортная мощность, Вт	Время обработки, мин	Удельная поверхность, м ² /г	Расход электричества, кВт·ч/кг
АВС	2100	3	1,50±0,07	1,050
	2100	5	2,25±0,11	1,750
	2100	7	3,26±0,16	2,450
Валковая мельница	750	3600	2,37±0,11	5,769

Разработка технологии создания бесцементных вяжущих нового типа на основе высокоосновных шлаковых отходов металлургического производства, с целью создания материалов для дорожно-строительной индустрии, укрепления грунтов. Особенностью данной разработки является использование магнитно-индукционного помола металлургического шлака. Предварительно проведенные исследования показали, что данная технология позволяет получать тонкомолотый гранулированный шлак со свойствами сопоставимыми или лучшими по сравнению с аналогичными технологиями при меньших энергозатратах. Данная технология позволяет получить выигрыш по энергозатратам более чем в 2 раза.

Удельная поверхность сухого вяжущего (тонкомолотого шлака) более 2 м²/г., средний размер частиц около 10 мкм. Распределение частиц по размерам, которое является одномодальным показано на рисунке 2. Также на данном распределении показано, что возможно получение вяжущего материала с размером частиц менее 20 мкм. При данном размере частиц такое вяжущее относится к особо-тонким бесцементным вяжущим.

Марочность, получаемого вяжущего должна соответствовать марке М400 - М500. Сравнительные результаты исследования прочности при щелочной активации вяжущего показаны на рисунке 1.

Схожие показатели, соответствуют имеющимся на рынке аналогам, но благодаря использованию магнитно-индукционного помола и металлургического шлака (как отхода металлургического производства) будут снижены энергозатраты, следовательно, будет достигнуто и повышение экономических показателей данной технологии.

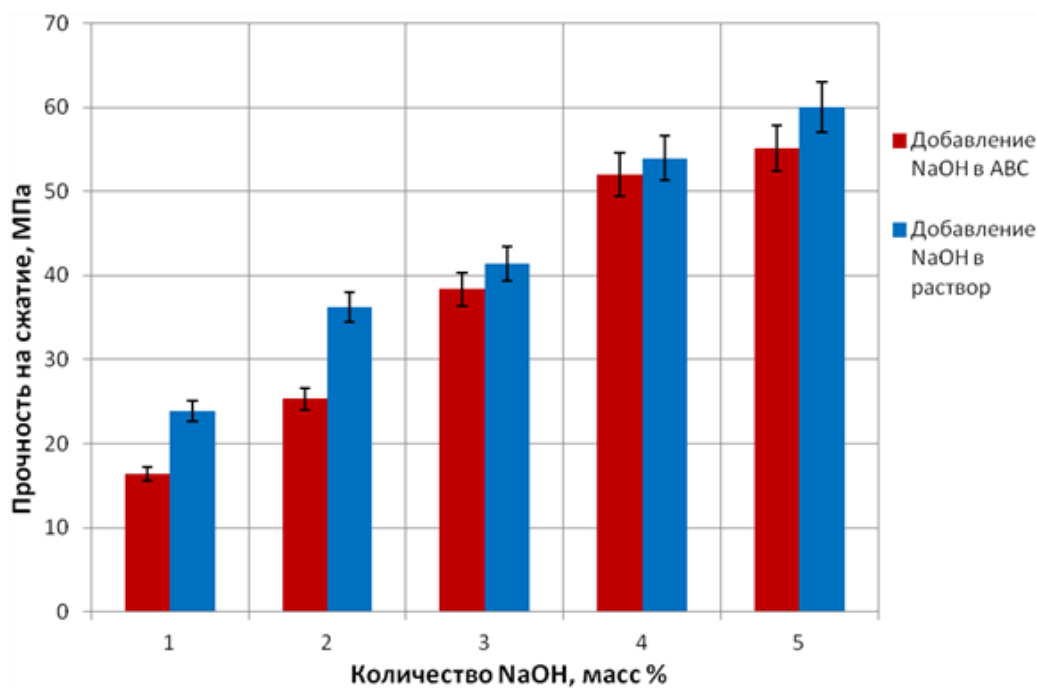


Рис.1. Зависимость прочности на сжатие тестовых образцов бетонов на основе шлака НЛМК от количества NaOH и способа добавления.

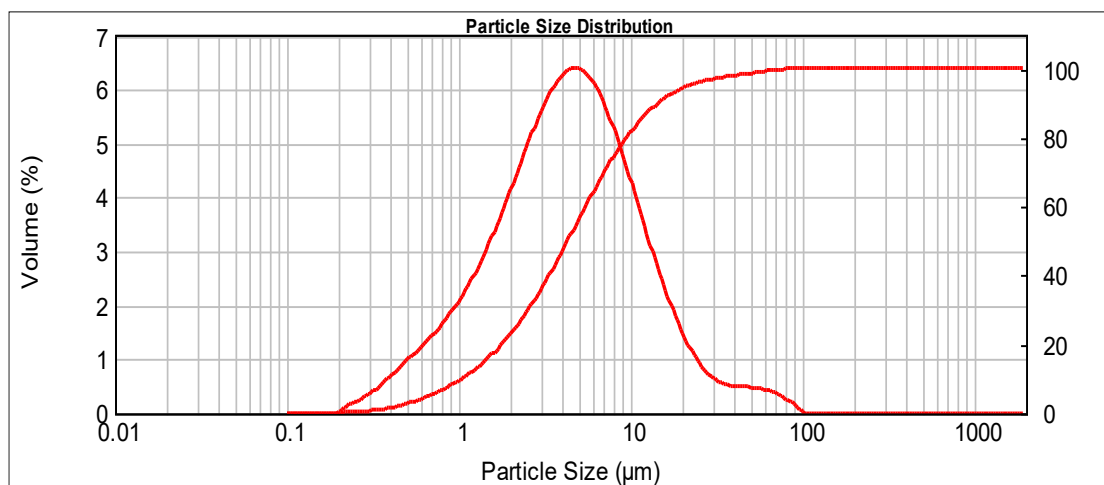


Рис.2. Гистограмма распределения частиц по размерам для образца вяжущего.

Разрабатываемые материалы, могут быть использованы как материал для изготовления железобетонных изделий для дорог, таких как бордюрные камни, тротуарная плитка, а также для укрепления грунтов, так как разрабатываемая технология позволяет производить микроцементы. Потенциальными потребителями данного продукта являются промышленные организации, такие как НИЦ "Строительство", ООО "ГорГеоСтрой", а также и частные лица.

Авторы выражают благодарность Министерству образования и науки РФ, работы выполнены при выполнении проекта RFMEFI57814X0099.

СВС-ЭЛЕКТРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ОСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

*Коньрова¹ К.Б. магистрант, Литовченко¹ Н.В., Потанин¹ А.Ю.,
Погожев¹ Ю.С., Новиков¹ А.В., Кочетов^{1,2} Н.А.*

*¹⁻ Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН, Москва,
karlygabka@mail.ru*

*²⁻ Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черноголовка*

В современной реконструктивной медицине для восстановления функций опорно-двигательного аппарата человека на участках, испытывающих высокие комплексные механические нагрузки, в качестве материалов имплантатов активно применяется титан и его сплавы. Нанесение многокомпонентных функциональных покрытий (МФП) на поверхность таких имплантатов является одной из перспективных задач, решение которой должно обеспечить их функциональную надежность и придать биоактивные и антибактериальные свойства. Одним из эффективных способов нанесения МФП является технология электроискрового осаждения (ЭИО). Получаемые в результате ЭИО покрытия имеют высокую прочность сцепления с основой, требуемую шероховатость и могут обеспечить высокий уровень эксплуатационных свойств. Электродные материалы для осаждения МФП могут быть получены самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС).

В связи с этим целью данной работы являлось получение по технологии силового СВС- компактирования компактных электродных материалов на основе $TiC_{0,5}$ с кобальтовой связкой, легированных функциональной добавкой, для ЭИО биосовместимых покрытий. Состав реакционной смеси рассчитывался по уравнению $Ti+0,5C+X\%Co+10\%Ca_3(PO_4)_2$, где X принимал значения 0, 10, 20 и 30 %. Показано, что применение механической активации (МА) смесей ведет к сильному измельчению компонентов смеси. Исследование тепловыделения МА смесей с применением быстродействующего калориметра сжигания позволило определить оптимальную продолжительность МА, обеспечивающую максимальную теплотворную способность реакционной смеси. С увеличением содержания кобальта в смеси температура (T_r) и скорость горения (U_r) снижаются. Методом СВС- компактирования МА смесей получена компактная керамика, структура которой включает округлые зерна карбида титана, окруженные связкой из $TiCo$ и $TiCo_2$, а также тройного соединения $TiCoP$ с включениями CaO . Определены некоторые физические свойства компактных образцов.

Работа была выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-08-00525).

ПОЛУЧЕНИЕ ЛИГАТУРНЫХ БРИКЕТОВ Cu-Si₃N₄ ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Куц А.В. магистр, Ручкина В.С. магистр, Кузина А.А.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва, кафедра технологии металлов и авиационного материаловедения, Самара, kuts.94@mail.ru, valy.mail.rus@mail.ru

В изделиях современной техники широко используют алюминий и его сплавы. Конструкторов привлекают их низкий удельный вес, высокие пластические свойства, коррозионная стойкость и технологичность. Понятен интерес к опробованию таких материалов в качестве матриц дискретно армированных композиционных материалов (КМ). Введение в сплавы алюминия высокопрочных частиц обеспечивает повышенные удельные прочность и жесткость, высокую износостойкость с сохранением высоких электро- и теплопроводности, и малого удельного веса.

В последние годы большой интерес для повышения качества литого материала вызывает применение специальных нанопорошковых инокуляторов – нанопорошков размерами частиц менее 100 нм из тугоплавких соединений (нитридов, карбидов и др.). Введенные в расплав они гомогенно распределяются по объему металла и служат гетерогенными затравками для образования кристаллической фазы.

Целью данной работы было исследование режимов прессования порошковых смесей состава Cu-Si₃N₄ для получения лигатурных брикетов, используемых для последующего ввода в алюминиевые расплавы.

Полученные смешиванием со скоростью 300 – 350 об./мин. в течение 1 – 3 минут в планетарной центробежной мельнице «Пульверизетте-5» порошковые смеси, содержащие упрочняющие частицы нитрида кремния в количестве 2,5...7,5%, подвергались одноосному прессованию на гидравлическом прессе ПСУ-50 с давлением до 60 МПа. Получены лигатурные брикеты с пористостью 30...35% диаметром 18,2 мм, высотой до 4,6 мм, массой 2,5 и 5 грамм. Определены зависимости относительной плотности $\theta = f(P)$ и пористости $\Pi = f(P)$ полученных лигатурных брикетов.

Прессование исследуемых порошковых смесей целесообразно проводить насыпкой порошка по весу, т.е. прессованием до заданного давления путем остановки хода пуансона при достижении заданной величины давления прессования по манометру, что позволяет обеспечивать постоянство плотности лигатурных брикетов.

Таким образом, рассмотренные режимы прессования полученных смешиванием в планетарной мельнице порошковых смесей Cu-Si₃N₄ позволяют получать лигатурные брикеты, состоящие из медного порошка – носителя и порошка модифицирующей фазы Si₃N₄ при увеличенном содержании последнего.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ НА ТЕПЛО- И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ПОЛИМЕРМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ С УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ И ИРОВАНИЕ

Куправа А.Т. студент, Ильиных И.А. аспирант, Бурмистров И.Н.

Полимеры и пластмассы обладают высокой химической и физической устойчивостью, высокой пластичностью, а также сопротивляемостью к истиранию. Углеродные наполнители, при их добавке в полимеры, добавление в полимеры углеродных наполнителей придает последним электропроводящие свойства, увеличивая проводимость на несколько порядков и значительно улучшают их тепло- и электрофизические свойства, что позволяет получать гибкие проводники, теплопроводящие прослойки и прокладки, эластичные токоотводы, а также возможно применение в медицине.

Одной из наиболее перспективных добавок являются углеродные нанотрубки. При достижении некоторой концентрации, называемой перколяционным порогом проводимости и варьирующейся от десятых долей до нескольких процентов содержания по массе, происходит скачкообразное увеличение электропроводности полимера на несколько порядков. Однако, также большое влияние имеют способ получения композита и тип углеродных нанотрубок.

Целью данной работы является исследование влияние концентрации, морфологии и дефектности многослойных углеродных нанотрубок (МУНТ), а также метода получения на тепло- и электрофизические свойства полимерных композитов на их основе.

Экспериментальные образцы полимерных композитов на основе полипропилена и МУНТ были получены методами коагуляционного осаждения и смешения в расплаве. Коагуляционный метод заключался в предварительном растворении полипропилена в ксилоле, добавлении МУНТ, обработкой полученной суспензии ультразвуковыми воздействиями с последующей коагуляцией полученного золь в охлажденном ацетоне. Смешение в расплаве проводилось на валковой мельнице Ваорin BL-6175-A при температуре 130 С.

Исследование морфологии и дефектности МУНТ проводилось методами сканирующей электронной микроскопии, спектроскопии комбинационного рассеяния. Теплопроводность измерялась методом вспышки на приборе LFA447 NanoFlash, электропроводность измерялась четырёхконтактным методом.

Полученные результаты указывают на то, что уменьшение дефектности и диаметра МУНТ способствует снижению перколяционного порога электропроводности, положительно влияют на теплопроводность. Также коагуляционный метод получения показал лучшие результаты тепло- и электропроводности по сравнению с методом вальцевания.

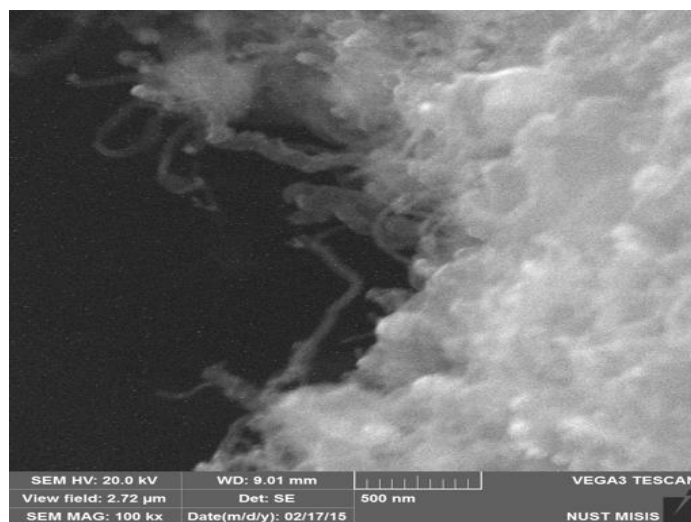


Рис. Микрофотография МУНТ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (проект RFMEFI57814X0084).

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ TiCaPCON+Ag и TiCaPCON+В С АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫМ ЭФФЕКТОМ

Муканов С.К. магистрант

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», sam-mukanov@mail.ru

Биосовместимые покрытия должны быть химически и биологически активными, являться безопасными для тканей и организма в целом и не вызывать воспаление, отторжение и т.д. Для улучшения механических и коррозионных свойств инертных металлических медицинских имплантатов, придания им биоактивности были разработаны наноструктурные покрытия TiCaPCON. Основа покрытий – нанокристаллическая фаза Ti(CN). За счёт легирования карбонитридной матрицы Р и Са такие покрытия стимулируют рост остеобластов на поверхности и обеспечивают прочность контакта имплантата с костной тканью. Но наноструктурное покрытие TiCaPCON не обладает антибактериальным эффектом.

В настоящее время серебро является одним из наиболее известных бактерицидных добавок. Его бактерицидное свойство связано с тем, что ионы

серебра разрушают бактериальную стенку, что исключает привыкание бактерий к данному бактерицидному агенту.

Однако при легировании серебром покрытий TiCaPCON возникают неравномерное распределение Ag в приповерхностных слоях. Поэтому было предложено применять бор в качестве альтернативного антибактериального компонента. При наличии бора в покрытии происходит: выделение бора из покрытия; окисление его до оксида бора; образование ортоборной кислоты. Эта кислота обладает антисептическим действием: пагубно влияет на бактерии, препятствует их пролиферации и объединению в колонии на поверхности имплантата, нарушает проницаемость клеточной оболочки, таким образом, задерживает рост и развитие бактерий.

Базовое покрытие хорошо изучено и рекомендовано для использования на территории РФ. Как повлияют бактерицидные добавки на механические свойства, пока неизвестно.

Целью работы является сравнительное исследование методом наноиндентирования механических свойств покрытий TiCaPCON+Ag и TiCaPCON+B с антибактериальным эффектом.

Осаждение покрытий TiCaPCON-Ag проводили при одновременном магнетронном распылении СВС мишени TiC+10%Ca₃(PO₄)₂ и ионном распылении мишени серебра. Ориентация кольцевого ионного источника и магнетрона обеспечивала смешение потоков распыляемых элементов в зоне подложек. Регулируя напряжение ионного источника в диапазоне 0,7-3,0 кВ, изменяли скорость распыления серебра, и, как следствие, его содержание в покрытии (1,2 и 4 ат.%).

Нанесение покрытий TiCaPCON-B наносилось путём одновременного магнетронного распыления мишеней TiC-CaO-Ti₃PO_(x) и TiB₂, полученных методом СВС. Подложки были установлены на расстоянии 80 мм от мишеней, напыление происходило в среде Ar с 10% N в течение 40 минут. Ток на мишени TiC-CaO-Ti₃PO_(x) составлял 2 А, а ток на мишени TiB₂ изменялся в диапазоне 1-1,4 А. При этом содержание бора составляло 8 и 15 ат.%.

Кривые индентирования серии покрытий, легированных серебром показаны на рисунке 1. Анализ механических свойств покрытий TiCaPCON+Ag и TiCaPCON+B, полученных методом наноиндентирования, позволяет проследить закономерность изменения твердости и модуля упругости при увеличении концентраций бора от 11 ат.% до 15 ат.% и серебра от 1,2 до 4 ат.% соответственно.

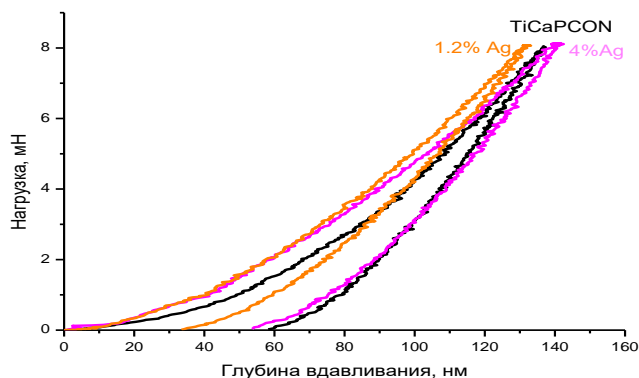


Рис.1. Кривые индентирования серии покрытий, легированных серебром (0; 1,2; 4 ат. %).

Экспериментальные результаты показали, что максимальные значения твердости (36,2 ГПа) и модуля упругости (254 ГПа) проявляются у покрытия содержащее 11 ат.% бора. Наименьший модуль упругости покрытий (167 ГПа) наблюдается при содержании бора 15 ат.%. Похожая закономерность наблюдается для серии с серебром, но с максимумом при 1,2 ат.% Ag. Модуль упругости монотонно понижается в системе Ag до значения 212 ГПа. Сравнительное исследование показало, что при максимальной концентрации легирующих элементов покрытий TiCaPCON+Ag и TiCaPCON+В имеют модуль Юнга ниже, чем у базового покрытия TiCaPCON.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА РАЗБАВЛЕНИЯ НА СКОРОСТЬ И ПРЕДЕЛЫ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ВОЛНЫ ГОРЕНИЯ В ПОРОШКОВОЙ И ГРАНУЛИРОВАННОЙ СМЕСЯХ Ti+C

Кочетков Р.А. молодой ученый, Сеплярский Б.С., Ковалев И.Д.

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черноголовка, numenor@ism.ac.ru*

Грануляция исходных порошковых смесей, применяемых для синтеза различных соединений в режиме горения (автоволновой синтез - СВС) показала себя как эффективный прием, позволяющий влиять как на скорость горения и последовательность реакций, протекающих в смеси, так и на фазовый и химический состав продуктов горения. Данная работа посвящена установлению закономерностей горения гранулированных и порошковых смесей Ti+C насыпной плотности вблизи пределов распространения пламени и зависимости пределов горения от структуры и способа приготовления исходной смеси. Необходимо отметить, что для гранулированных смесей, в отличие от порошковых, возможно два варианта разбавления. В одном случае разбавитель

добавляется в исходную порошковую смесь, из которой впоследствии изготавливаются гранулы одинакового состава. В другом случае, приготавливаются гранулы двух типов: одни из неразбавленной исходной смеси, а другие из разбавителя. Смешение этих двух типов гранул позволяет получить разбавленную смесь нужного состава. На основе сравнения закономерностей горения шихт, приготовленных различными способами, предполагается выявить роль перколяционных эффектов при горении гранулированных систем, а также их влияние на пределы распространения пламени и состав продуктов горения, что имеет большое значение для решения вопросов пожаровзрывобезопасности при обращении с гранулированными смесями.

В качестве инертного разбавителя был выбран оксид алюминия Al_2O_3 – в виде порошка (размер частиц порядка 50 мкм) и крупных частиц (размер частиц порядка 1 мм). Важно отметить, что средний размер гранул $Ti+C$ был равен 1,2 мм. Выбор данного вещества для разбавления обусловлен, во-первых, тем, что оно в данном случае не принимает участия в химической реакции, а также обладает высокой температурой плавления (2317 К), которая значительно выше температуры плавления титана (1933 К).

Результаты экспериментов представлены на рисунках 1, 2. По оси абсцисс – массовая доля разбавителя от общей массы смеси, по оси ординат – скорости горения (мм/с)

Как видно из данных рис. 1 скорости горения порошковой и гранулированной смеси $Ti+C$ без разбавителя различаются почти в три раза. С увеличением доли разбавителя эта разность уменьшается, а пределы горения по разбавлению порошком Al_2O_3 довольно близки (0,25 для порошковой смеси и 0,35 для гранулированной смеси).

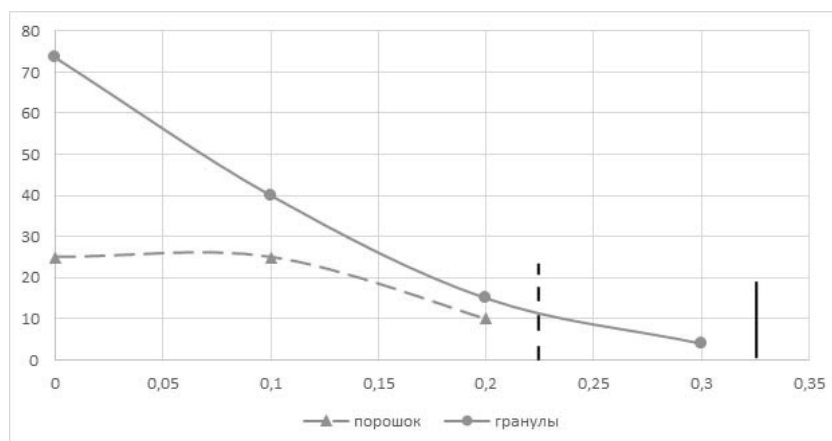


Рис.1. Скорости горения (мм/с) порошковых и гранулированных смесей $Ti+C$ при разбавлении порошком Al_2O_3 , вертикальные линии – пределы горения.

Влияние крупного разбавителя на скорость и пределы горения гранулированной смеси кардинально отличаются от разбавления порошком Al_2O_3 . По-видимому, это связано с различным механизмом влияния на скорость горения – мелкий порошок оксида алюминия влияет как на понижение

температуры горения, так и на условия растекания титана (т.е. на микроуровне), а разбавление крупными частицами только на повышение теплоотдачи.

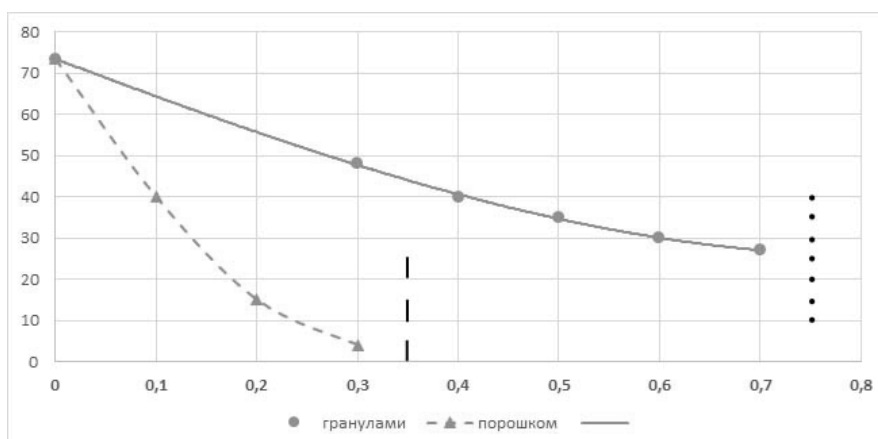


Рис.2. Скорости горения (мм/с) гранулированных смесей при разбавления порошком Al_2O_3 и крупными частицами Al_2O_3 , вертикальные линии – пределы горения.

Разница в механизме влияния сказалась и на пределах горения. Так при разбавлении крупными частицами он равен 0.75, а при мелкими всего 0.35. Рентгенофазовый анализ продуктов горения смеси разбавленной мелкими частицами показал, что они вплоть до предела горения состоят из карбида титана и оксида алюминия. Заметной разницы между составом продуктов параллельных опытах вблизи пределов горения не наблюдалось. Отличная картина наблюдается при анализе продуктов горения гранулированной смеси, разбавленной крупными частицами – при разбавлении более 50% в продуктах присутствует значительное количество титана (см. рис. 3), т.е. имеет место недогорание смеси $Ti+C$. Т.к. можно считать, что если гранулы состава $Ti+C$ загораются, то сгорают с полным превращением, факт недогорания говорит о том, что имеют место перколяционные эффекты – часть гранул попросту не поджигается, что также видно на видеозаписях процесса горения – в ряде экспериментов отсутствует характерный плоский фронт.

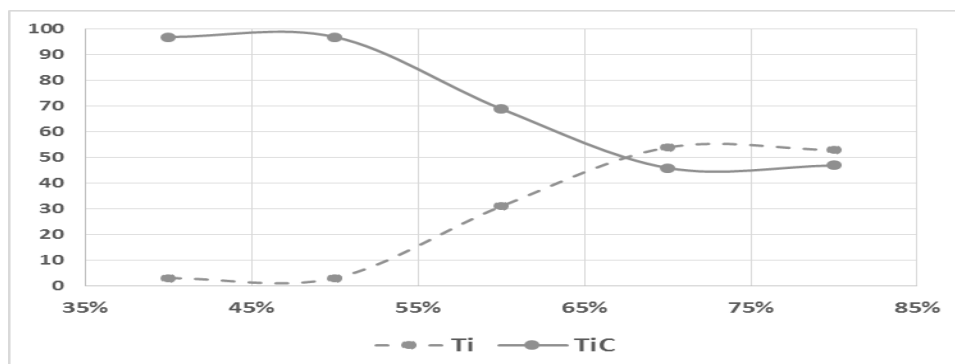


Рис.3. Содержание карбида титана и титана в продуктах горения при разбавлении крупными частицами Al_2O_3 , по оси ординат – массовые %, оси абсцисс – степень разбавления смеси.

Совокупность полученных результатов позволяет говорить о перколяционном механизме горения в смесях $Ti+C+xAl_2O_3$ вблизи пределов распространения при разбавлении смеси крупными частицами Al_2O_3 и, соответственно, о применимости теории перколяции для описания закономерностей распространения волны горения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №16-03-00694).

СИНТЕЗ γ -ALON МЕТОДОМ СВС ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ ГАЗА В ПРИСУТСТВИИ ДОБАВКИ $KClO_4$

Акопджанян Т.Г. молодой ученый, Боровинская И.П.

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

Данный доклад является продолжением исследований, направленных на получение оксинитрида алюминия методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Ранее была показана возможность синтеза оксинитрида алюминия с использованием «термически сопряженных» систем, а также в присутствии перхлората магния. В данном докладе представлены результаты разработки метода синтеза оксинитрида алюминия с использованием перхлората калия $KClO_4$ в качестве энергетической добавки.

Шихта представляла собой смесь алюминия и оксида алюминия в соотношениях 21 вес.% Al и 79 вес.% Al_2O_3 . Без дополнительного нагрева, данная смесь не способна гореть в самораспространяющемся режиме. Добавка $KClO_4$ окисляет часть алюминия с выделением тепла, необходимого для инициирования процесса азотирования в самораспространяющемся режиме.

Таким образом, проведены эксперименты по горению в азоте высокого давления (5-60 МПа) смеси $Al+Al_2O_3$ с добавкой $KClO_4$ в количествах 10 и 14%. Изучено влияние на фазо- и структурообразование продуктов горения начальных условий (давление реагирующего газа, начальная плотность образца). Фазовый состав продуктов горения исследован с помощью рентгенофазового анализа, структуру конечных продуктов анализировали с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Были определены температуры синтеза данной смеси, а также скорости горения. Проведено сравнение температур и скоростей горения при различных давлениях и составах. Произведено сравнение результатов с результатами, полученными при использовании перхлората магния.

РАСЧЁТ МАССОВОЙ ДОЛИ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КАТАНЫХ ЗАГОТОВОК

Афонин А.В. студент, Носова Е.А.

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева», Самара

Введение

Для разработки жаропрочных конструкционных материалов [5] на основе интерметаллидных материалов наибольший интерес представляют системы титан – алюминий и никель – алюминий, железо – хром – алюминий [1]. Предварительные исследования показали повышенную хрупкость [4] конечных лент после отжига, что может быть связано с недостатком вязкой алюминиевой матрицы. При отжиге катанных заготовок в интервале 600-700 °С в течение 3...9 часов на воздухе и в вакууме, формируются сначала интерметаллиды состава Al_3Ti [3], а затем $AlTi$ [7].

В предлагаемой работе были исследованы режимы получения исходных заготовок для получения интерметаллидных пластин с требуемым соотношением алюминия и титана.

Методика и материалы

Для получения интерметаллида Al_3Ti [2], как показывает диаграмма состояния (рисунок 1), требуется не менее 63% массы алюминия.

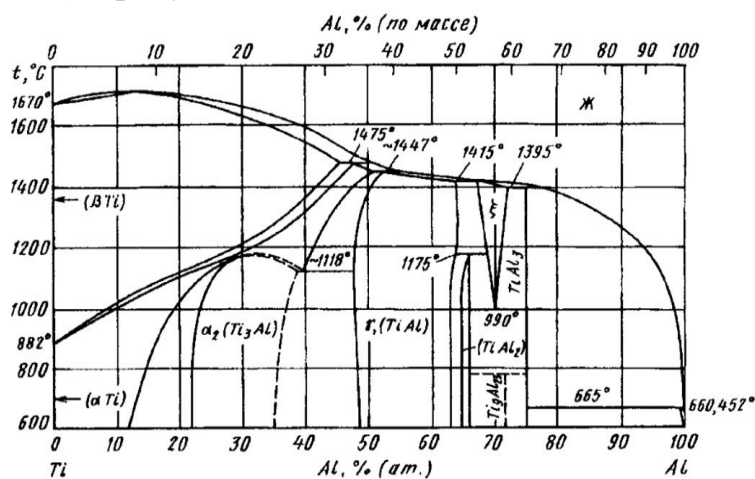


Рис.1. Диаграмма состояния титан – алюминий [6].

В качестве исходных материалов использовали трубки из технического алюминия диаметром 10, 12, 16, 18, 22, 25 мм с толщиной стенки 1-1,5 мм длина заготовок составила 150 мм, данные типоразмеров отражены в таблице 1.

Таблица 1 – Типоразмеры исходной заготовки.

Диаметр исходной трубки	Длина заготовки (мм)	Толщина стенок (мм)	Масса заготовок (гр)
ø10	150	1	12
ø12	150	1	14
ø16	150	1	18
ø18	150	1,2	25
ø22	150	1,5	37
ø25	150	1	30

Далее трубки подвергались прокатке для уменьшения внутреннего зазора. Внутренний зазор между стенками создавался из соображений гранулометрического состава порошка, представляющего из себя в основном порошок со следующим гранулометрическим составом: >0,9 мм – 29,8%, 0,63...0,9мм – 63,5%, 0,25...0,63 – 6,7%. После чего в заготовку засыпался титановый порошок на полную величину ее высоты.

Результаты

Изменение геометрии внутреннего зазора от степени обжатия полой заготовки представлено на рисунке 2.

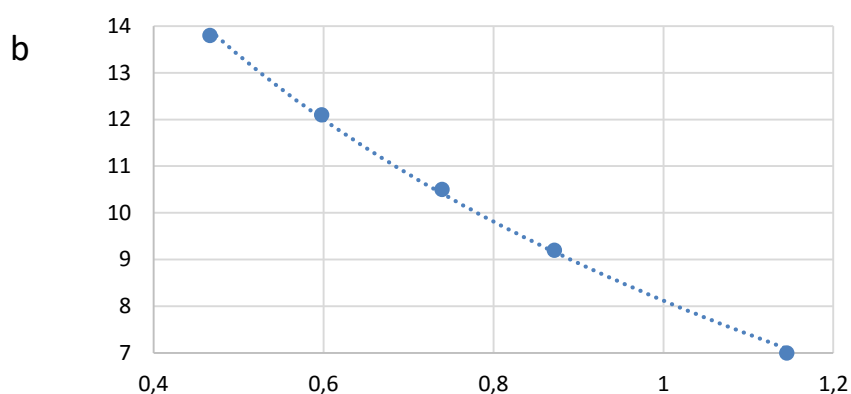


Рис.2. Изменение внутреннего зазора от степени обжатия.

При значениях величины обжатия $\varepsilon=0,36$ была обнаружена неравномерность ширины зазора и отклонение его геометрии от формы овала (рисунок 3).

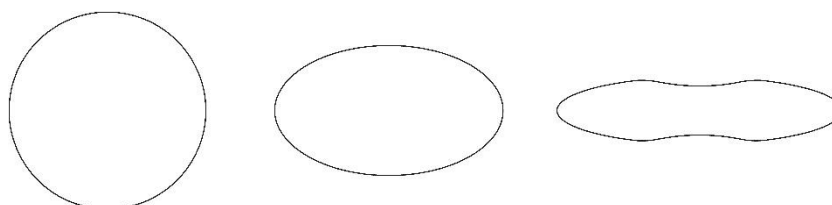


Рис. 3. Изменение геометрии сечения заготовки с увеличением степени обжатия

Расчёты показали, что с уменьшением размера частиц порошка титана при сохранении зазора алюминиевой трубки увеличивается содержание алюминия (таблица 2).

Таблица 2- Результаты обкатки алюминиевых заготовок.

Диаметр исходной трубки	Внутренний объем заготовки до обкатки (см ³)	Внутренний объем заготовки после обкатки (см ³)	Масса порошка составом $\geq 0,9$ мм (гр)	Al _{≥0,9} (%)	Масса порошка составом 0,9-0,63 мм (гр)	Al _{0,9-0,63} (%)	Масса порошка составом 0,63-0,25 мм (гр)	Al _{0,63-0,25} (%)
ø10	7,54	5,11	8	60	8	61	7	65
ø12	11,78	5,34	8	63	8	63	7	67
ø16	23,08	11,29	18	50	17	51	14	55
ø18	28,66	13,02	20	55	20	56	17	60
ø22	42,51	18,79	29	56	28	57	24	61
ø25	62,29	21,09	33	48	32	49	27	53

Для диаметров 10 и 12 мм путем уменьшения зазора были достигнуты необходимые соотношения массы алюминия с титаном для получения интерметаллида Al₃Ti и сохранения связки. Для диаметров 16, 18, 22, 25 заданное соотношение не было достигнуто, что свидетельствует о необходимости ввода дополнительной массы алюминия в биметаллическую заготовку.

Список литературы:

1. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – 3-е изд., перераб. доп. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.
2. Loiseau, A. Veentrant Phase in the Ti-Al System Ti-Al₂ [Text] / A. Loiseau, C. Vannufel // Phis. Stat. Solidi. – 1988. – V. 107, № 22. – P. 655–671.
3. Shuster, C. Phases and phase relations in the partial system TiAl₃-TiAl [Text] / C. Shuster, H. Ipsier // Zeitschrift fur metallkunde. – 1990. – V. 81, № 6. – P. 389–396.
4. Имаев, Р. М. Механические свойства мелкозернистого интерметаллида TiAl. Хруповязкий переход [Текст] / Р. М. Имаев, О. А. Кайбышев, Г. Ю. Салищев // Физика металлов и металловедение. – 1991. – № 3. – С. 179 – 187
5. Конструкция и проектирование авиационных двигателей: учебник для студентов вузов по специальности «Авиационные двигатели и энергетические установки» / под ред. Д.В. Хролина. – М.: Машиностроение, 1989. – 368 с.
6. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник / под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
7. Афонин А.В., Тезисы доклада «Исследование режимов получения интерметаллидных композитов на основе системы Al-Ti» [Текст]; Международный форум двигателестроения МФД-2016 «Будущее авиации и космонавтики за молодой Россией»: сборник докладов. – РГАТУ имени П.А. Соловьева, 2016. – 180 с.

ТЕПЛОВОЕ И ВИДИМОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ ПРИ СИНТЕЗЕ СУЛЬФИДА ЦИНКА НА ВОЗДУХЕ

**Баринов¹ В.Ю. молодой ученый, Марков² А.А., Умаров¹ Л.М.,
Филимонов¹ И.А.**

¹- **ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем
материаловедения РАН, Черногловка, barinov@ism.ac.ru**

²- **ФГБУН ИПМех РАН, Москва**

Синтезу материалов с уникальными и полезными свойствами в последнее время уделяется повышенное внимание не только со стороны материаловедов, но, и со стороны тех исследователей, которые занимаются изучением процессов горения.

Применяемая на практике технология изготовления индикаторов из сульфида цинка [1,2] с достаточно широким оптическим спектром эмиссионного излучения несколько отличается от исследованных ранее условий [3,4] т.к. подразумевает использование т.н. стадии пассивации целевого материала, проводимой на открытом воздухе. Аргоновая атмосфера высокого давления, использованная авторами ранее, хоть и обеспечивала безопасный способ синтеза сульфида цинка, предотвращающий образование гремучей газовой смеси в опасных количествах, не может быть согласована каким-либо достаточно простым образом со стандартной технологией. Поэтому возник вопрос о границах применимости предложенной ранее модели и необходимости ее модификации с учетом условий существующего стандарта по изготовлению промышленных индикаторов из сульфида цинка.

В данной работе проведены экспериментальные и теоретические исследования, доказывающие необходимость включения в соответствующую кинетическую схему реакции стадии окисления цинка парами воды, содержащимися в открытом воздухе, для исследования процесса синтеза сульфида цинка на воздухе в рамках новой, модифицированной модели. Анализ видимого спектра излучения (рис. 1), производимого фронтом горения смеси цинка и серы на открытом воздухе (н.у.) выявил не просто генерацию и/или участие в процессе синтеза компонент газовой фазы (см. табл. 1), но и показал, что часть молекул последних двух компонент приводится в возбужденное состояние (заполняются электронно-колебательные уровни некоторых молекул азота и кислорода). В численных расчетах наглядно проиллюстрировано, что в результате включения и надлежащего учета образования оксида цинка, характеристики теплового фронта в волне синтеза сульфида цинка существенно меняются (растут температура и скорость горения), предложен вариант дальнейшей модификации модели синтеза сульфидов, совместимый с горением смеси цинка и серы в открытой воздушной атмосфере при нормальных условиях. Результаты предварительного расчета варианта модели сравниваются с экспериментом.

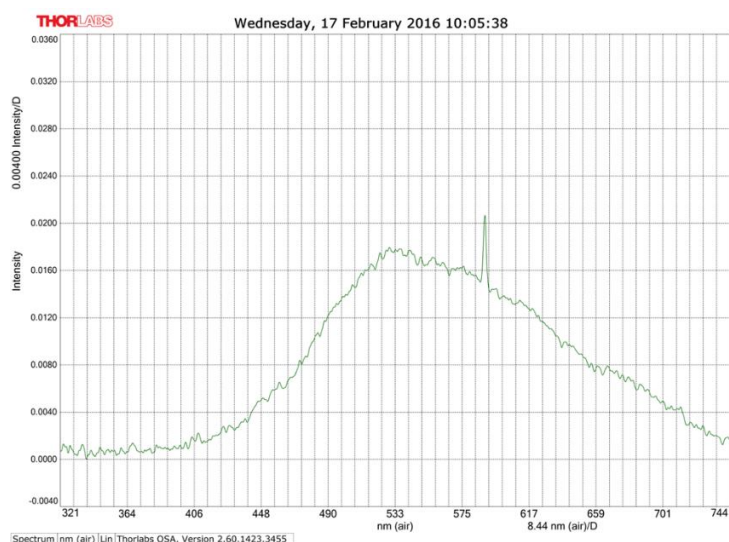


Рис.1. Спектр эмиссионного излучения, испускаемого фронтом волны синтеза сульфида цинка ($Zn/S=1:1$) при горении на открытом воздухе с влажностью $20\div 80\%$ (н.у.), инициированном поджигающей спиралью с токами $10\div 60A$.

Таблица 1. Сравнительные характеристики синтеза горением: сложных оксидов, сульфида цинка в аргоне, сульфида цинка на воздухе.

Синтез горением/ Характеристика	CCSO	CSS in Argon	CSS in open Air
Скорость фронта, мм/с	0,1÷4	1÷7	4÷40
Температура фронта, °C	600÷1000	1200÷1400	1400÷1600
Возможный наноструктурированный продукт	Сложные оксиды	Не известно	ZnO
Твердая (конденсированная) фаза	Углерод, сложные оксиды	ZnS, Zn^{2+}	ZnS, ZnO
Газовая фаза	O_2 , CO_2	Ar, e, S_k^{2-}	H_2 , O_2 , N_2 , H_2O , S_2

На рисунке 2 представлен полуостров самовоспламенения стехиометрической смеси цинка и серы на открытом воздухе в координатах: влажность воздуха – ток поджигающей спирали. Можно выделить точечную область регулярного воспламенения с координатами (10 А, 50%) и область взрывного или цепного самовоспламенения, расположенную правее точки (10 А, 50%), между двумя ветвями – верхней А (I) и нижней В (I) параметрической границей цепного самовоспламенения гремучего газа, сопровождающего горение стехиометрической смеси цинка и серы.

На рис. 3 проиллюстрирована динамика распределения электрического заряда в волне горения по МССЦВ. Необходимо отметить рост величины заряда по мере продвижения фронта горения слева направо по образцу (т.е., снизу-вверх в лабораторной системе координат).

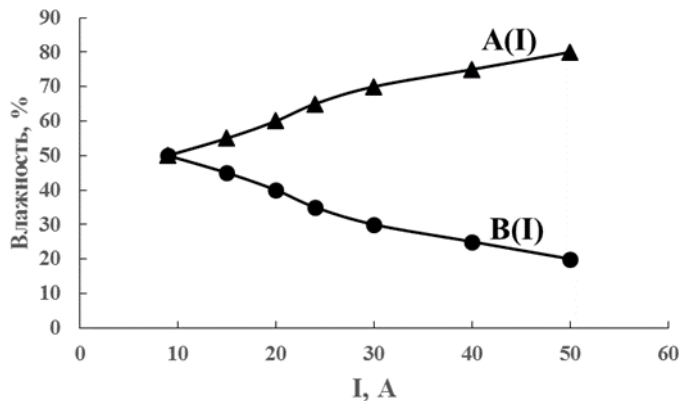


Рис. 2. Полуостров самовоспламенения стехиометрической смеси цинка и серы на открытом воздухе в координатах: влажность воздуха - ток поджигающей спирали.

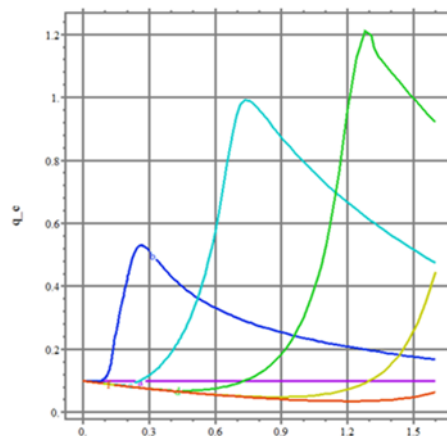


Рис. 3. Динамика изменения электрического заряда со временем для контрольных точек на оси симметрии.

Сделан положительный и обнадеживающий вывод о перспективах применения модифицированной модели, МССЦВ (модели синтеза сульфида цинка на воздухе). Численные расчеты, проведенные авторами в рамках МССЦВ, выявили выход решения на режим горения со стационарными значениями величины температур газа и твердой фазы, которые существенно отличаются друг от друга.

Список литературы:

1. Bacherikov, Yu. Yu., Kitsyuk, N. V. "Phosphors on the basis of doped zinc sulfide with the same spectral density of radiation in the range of 500-700 nm" Journal of Technical Physics, 2005, vol. 75, no 5 (in Russian).
2. Vereshagin, I.K., Kovalev, B.A., Kosyachenko, L.A., et al. "Electroluminescence sources of light" Energoatomizdat, 1990, 168 p. (in Russian)
3. Markov A.A, Filimonov I.A, Martirosyan K.S: Models of mutual influence of microscopic and macroscopic scales in synthesis of nano-powders of complex oxides. XI All-Russian Congress on Fundamental Problems of Theoretical and Applied Mechanics; Kazan, August 20–24: 2015:2468-2470. (in Russian).
4. A.A. Markov, I.A. Filimonov, A.V. Poletaev, S.G. Vadchenko and K.S. Martirosyan " Generation of Charge Carriers during Combustion Synthesis of sulfides" Intern. J. SHS, 2013, vol.22, no 2, pp. 69-76.

МЕХАНИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ СМЕСИ 5Ti+3Si: ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ

Ковалев И.Д. молодой ученый, Кочетов Н.А.

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

Система 5Ti+3Si имеет широкую область практического применения, например, используется в качестве одного из компонентов при СВС композиционных мишеней, используемых для осаждения многофункциональных покрытий. Одним из перспективных путей воздействия на структуру и реакционную способность порошковых смесей является механическая активация (МА) [1]. Известно, что в процессе МА в кристаллической структуре накапливаются дефекты и происходит пластическая деформация. Однако изменение дефектности компонентов порошковых смесей в процессе МА для системы 5Ti+3Si количественно не исследовано, в связи с чем, это представляет практический интерес.

Целью данной работы было рентгенографическое исследование структурных особенностей смеси 5Ti+3Si (размер ОКР и микронапряжения) при различных временах механической активации.

Состав смеси рассчитывался на 5Ti+3Si. Механическая активация смеси проводилась в мельнице АГО-2 (ускорение 90g, соотношение массы шаров к массе засыпки – 20/1) в среде воздуха. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводился на дифрактометре ДРОН-3М (Cu-K α излучение). Оценка размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) и величины напряжений второго рода проводилась на основе профильного анализа рентгеновских линий. Для учета инструментального фактора использовался эталон LaB $_6$. Разделение вкладов в физическое уширение линий, вызванное размером ОКР и микронапряжениями, проводилось по методу Вильямсона-Холла.

На рисунке 1 приведены рентгенограммы смесей 5Ti+3Si, полученных при различных временах активации. После 12 минут активации происходит формирование Ti $_5$ Si $_3$ непосредственно в активаторе. Видно, что при увеличении времени активации увеличивается полуширина отражений, а также изменяется соотношение интенсивностей.

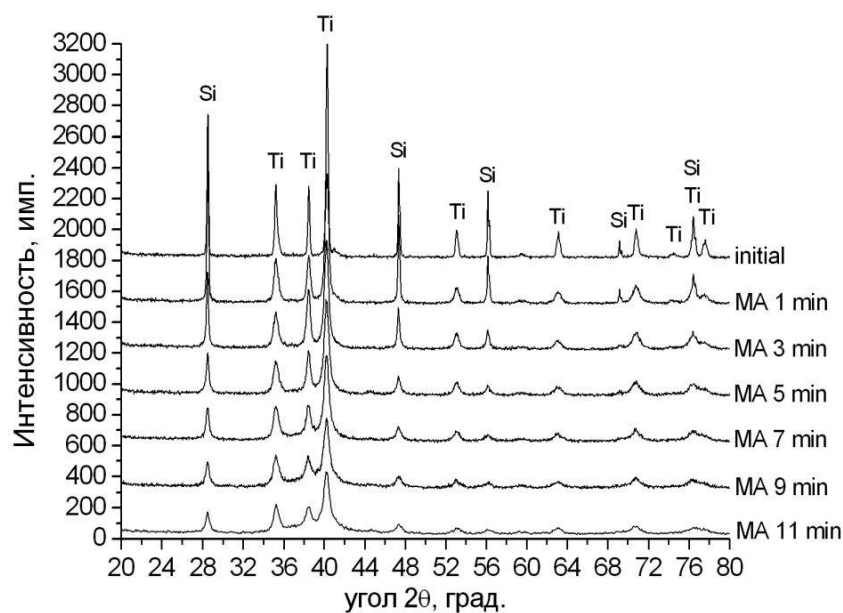


Рис.1. Рентгенограммы смеси 5Ti+3Si при различных временах МА.

На рисунке 2 приведена зависимость рассчитанных размера ОКР и микронапряжений для титана и кремния от времени активации. Величина микронапряжений титана при увеличении времени активации до 11 минут растет и достигает значения порядка 550 МПа. Для кремния величина микронапряжений достигает значения порядка 700 МПа, а размер ОКР для кремния уменьшается до 300 нм.

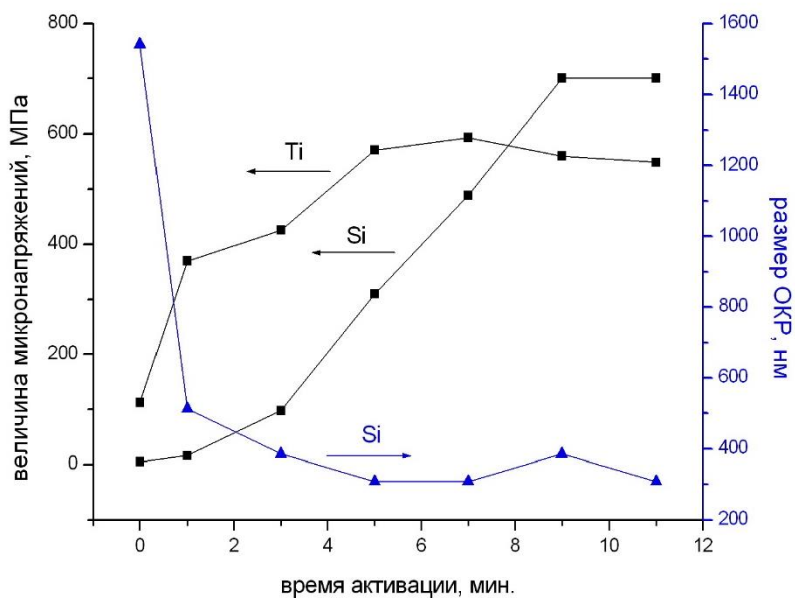


Рис.2. Зависимость размера ОКР и величины микронапряжений Ti и Si от времени МА.

Уширение линий титана обусловлено только микронапряжениями, значит, размер ОКР для титана превышает 1 мкм. То есть, не происходит

диспергирования частиц титана, что обусловлено высокой пластичностью материала. При временах активации более 5 минут величина микронапряжений достигает значения порядка 550 МПа, что хорошо соотносится с пределом текучести титана (480-580 МПа). Таким образом, максимальное значение накопленных при механической активации микронапряжений для титана близко к его пределу текучести.

Для кремния характер деформации имеет двухстадийный характер. До 3 минут МА размер ОКР уменьшается до 300 нм, дальнейшая активация не приводит к уменьшению размеров ОКР, то есть достигается предел диспергирования. На второй стадии, начиная с 3 минуты активации, наблюдается постепенное увеличение микронапряжений, достигающих величины порядка 700 МПа на 11 минуте активации. Таким образом, диспергирование Si наблюдается только на начальной стадии активации. При дальнейшей обработке происходит увеличение величины микронапряжений, при незначительном вкладе эффектов размера ОКР. Полученная максимальная величина микронапряжений в кремнии 700 МПа после 12 минут активации, характеризует прочность материала в микрообъеме и коррелирует с нижним значением предела прочности монокристаллического кремния (0.7-7 ГПа).

Интенсивность линий титана и кремния (рис. 1) существенно уменьшается при 11 минутах активации, что свидетельствует о значительной дефектности и аморфизации компонентов. Явление частичной аморфизации при МА связано с тем, что дефектные кристаллы имеют большую свободную энергию, чем аморфный материал, что делает образование последнего энергетически более выгодным [1]. Аморфизация компонентов в исследуемой системе $5\text{Ti}+3\text{Si}$ приводит к ускорению диффузионных процессов, и, при накоплении определенного уровня микронапряжений, к взаимодействию титана и кремния.

Таким образом, механическая активация смеси $5\text{Ti}+3\text{Si}$ оказывает существенное влияние на структурное состояние системы. При временах активации до 12 минут происходит пластическая деформация компонентов, накопление дефектов, а также частичная аморфизация. Механическая активация повышает реакционную способность смеси $5\text{Ti}+3\text{Si}$. При временах активации 12 минут и более в системе происходит твердофазная реакция синтеза непосредственно в барабане.

Список литературы:

1. Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий. Под ред. Е.Г. Аввакумова (Интеграционные проекты СО РАН; вып. 19), Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2009 г., 342 с.

ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОТ СПОСОБА И РЕЖИМОВ КОМПАКТИРОВАНИЯ СВС ПОРОШКА НА ОСНОВЕ TiAl

Бодян А.Г. студент, Курбаткина В.В.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, sany193@gmail.com*

Введение

На протяжении 20 лет исследователи ищут простые и дешевые способы получения и обработки материалов на основе интерметаллидов TiAl. Совокупность уникальных свойств, таких как низкая плотность, высокая относительная прочность, высокая жаростойкость и жаропрочность, низкая ползучесть при высоких температурах, делают сплавы на основе интерметаллидов TiAl одними из самых перспективных материалов в области двигателестроения, турбостроения для аэрокосмической промышленности. Но на сегодняшний день материалы на основе интерметаллидов TiAl не получили широкого распространения из-за трудности получения сплавов традиционными методами, вследствие большой разницы в плотностях и температурах плавления основных компонентов титана и алюминия. Низкая пластичность при комнатной температуре не позволяет методами проводить механическую обработку сплавов на основе интерметаллидов TiAl.

Материалы и методики исследования

В работе использовался порошок интерметаллида полученный методом СВС состава TiAl+15% Ti₃Al с размером частиц менее 5 мкм.

Компактные образцы получены методами горячего прессования (ГП) и искрового плазменного спекания (ИПС), при температурах 1150 °С и 1200 °С. Состав и структуру изучали методами рентгеноструктурного анализа, оптической и электронной микроскопии, состав фаз определяли методом энергодисперсионной спектроскопии. Образцы подвергались механическим испытаниям на сжатие на установке Walter +Bai «LF-100KN». Твердость измерена на твердомере «HVS 50».

Результаты исследования и их обсуждение

В результате работы была исследована зависимость микроструктуры и физико-механических свойств образцов от способа компактирования. Результаты исследования физико-механических свойств приведены в таблице 1. Сравнение механических характеристик образцов со свойствами марочных сплавов того же состава показывает, что полученные образцы обладают большей пластичностью при комнатной температуре при том же уровне прочности.

Таблица – 1 механические свойства компактных образцов TiAl+Ti3Al.

Температура	Параметр	ГП	ИПС
1150	Предел прочности, σ_B МПа	1706 ± 7	1893 ± 18
	Предел текучести, $\sigma_{0.2}$ МПа	687 ± 9	675 ± 5
	Осадка при сжатии, %	14,8 ± 1	16,6 ± 2
	Твердость по Виккерсу, HV	363 ± 9,7	343 ± 6,3
1200	Предел прочности, σ_B МПа	1758 ± 17	1879 ± 17
	Предел текучести, $\sigma_{0.2}$ МПа	733 ± 4	723 ± 8
	Осадка при сжатии, %	15,6 ± 1,5	15,7 ± 0,1
	Твердость по Виккерсу, HV	386 ± 4,12	401 ± 16,6

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ СВС-ЭЛЕКТРОДАМИ НА ОСНОВЕ TiC-W₂C-Co

Савельев^{1,2} А.С. магистрант, Бажин¹ П.М., Столин¹ А.М., Аборкин² А.В.

***¹⁻ Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черноголовка***

***²⁻ Владимирский государственный университет имени Александра
Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, Владимир***

В институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, в лаборатории пластического деформирования материалов был разработан метод СВС-экструзии. Данный метод является перспективным, а главное преимущество его заключается в том, что за сравнительно короткое время (десятки секунд) можно проводить синтез материала из твердосплавных порошков и получать изделие заданной формы и размера всего в одну технологическую стадию. Метод СВС-экструзии использует процесс пластического деформирования исходных хрупких трудно деформируемых порошков неорганических соединений в сочетании с процессом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Сам процесс совмещает в себе горение экзотермической смеси и горячее деформирование продуктов синтеза. Горячее деформирование осуществляется продавливанием продуктов синтеза через матрицу с заданным отверстием.

В данной работе были подготовлены различные составы исходной шихты на основе TiC-Co с разным процентным содержанием вольфрама, % масс.: 1; 3;

5 и без содержания вольфрама. В реальных условиях проведения СВС-экструзии были изучены температура и скорость горения выбранных смесей, установлены закономерности влияния относительной плотности заготовки и эти характеристики, выбраны оптимальные условия таблетирования.

Методом СВС-экструзии были получены электроды на основе TiC, дисперсно-упрочненные частицами W_2C , для нанесения износостойких покрытий электродуговой наплавкой на долота лемехов плугов. Исследованы технологические режимы получения, микроструктура и фазовый состав как исходных СВС-электродов, так и наплавленных ими покрытий, измерено распределение микротвердости от его поверхности до металлической подложки. Показано, что наплавленное покрытие содержит до 70...80% карбидной фазы. Проведенные в полевых условиях эксплуатационные испытания упрочненных электродуговой наплавкой СВС-электродами долот лемехов плугов фирмы KUNN позволили установить, что износостойкость и ресурс долот увеличиваются не менее, чем в 2,5 раза.

КОНВЕРСИЯ АЭРОЗОЛЯ, ОБРАЗУЮЩЕГОСЯ ПРИ ГАЗИФИКАЦИИ ДРЕВЕСИНЫ, В ГОРЮЧИЙ ГАЗ ПУТЕМ НЕПОЛНОГО ОКИСЛЕНИЯ ВОЗДУХОМ

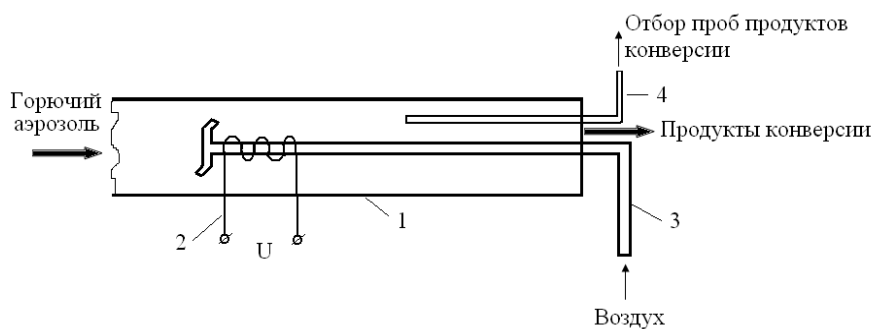
***Кислов В.М.** молодой ученый, **Глазов С.В.**, **Колесникова Ю.Ю.**,
Салганская М.В.*

***ФГБУН Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка,**
vmkislov@icp.ac.ru*

Получающийся при газификации твёрдых топлив в режиме противотока продукт-газ, как правило, содержит значительное количество жидких продуктов, состоящих главным образом из смол, образовавшихся на стадии термического разложения этих топлив. Возможности использования такого продукт-газа без предварительной очистки от смол ограничены [1]. Одним из перспективных методов очистки является парциальная окислительная конверсия, позволяющая преобразовать углеводороды в горючие газообразные продукты.

Ранее нами были проведены работы по конверсии продуктов газификации некоторых видов твердых топлив в двух различных типах конверторов: 1) на разогретой пористой насадке; 2) в трубчатом реакторе с внутренним теплообменом. Эксперименты показали возможность конверсии от 70 до 90% образовавшихся при газификации смол в горючий газ с теплотой сгорания не ниже, чем теплота сгорания газообразных продуктов, образующихся при газификации. Также были уточнены диапазоны расходов окислителя, необходимых для конверсии [2, 3].

Путем усовершенствования конструкции конверторов и более тонкого регулирования режима степень конверсии смол можно повысить, однако, такое решение проблемы ведет к увеличению материалоемкости и трудности управления процессом. В связи с этим, было предложено конвертировать пиролизные смолы в газообразные продукты путем неполного окисления воздухом в спутном потоке предварительно перемешанной разогретой смеси. Принципиальная схема конвертора приведена на рисунке ниже.



Принципиальная схема конвертора.

1. кварцевая труба; 2. спираль для воспламенения смеси аэрозоля с воздухом;
3. трубка для подачи воздуха в конвертор; 4. трубка для отбора проб продуктов конверсии.

Полученные результаты приведены в таблице ниже. Несмотря на более простую конструкцию, предложенный способ конверсии продуктов пиролиза в спутном потоке предварительно перемешанной разогретой смеси показал достаточно хорошие результаты, не уступающие полученным нами ранее при конверсии другими методами [2, 3]. Более простая конструкция данного конвертора говорит о перспективности метода парциального окисления по сравнению с методами конверсии, рассматриваемыми нами ранее.

Таблица - Конверсия продуктов газификации древесины.

Параметры		До конверсии	После конверсии	
Расход воздуха в аппарат, л/с		0,24	0,41	
Состав газа, % об.	CO ₂	17,47	10,78	10,98
	C ₃ H ₆	0,03	0,03	0,04
	Ar	0,82	0,77	0,77
	N ₂	62,54	58,44	58,01
	CO	15,57	24,35	24,12
	C ₂ H ₄	0,07	0,50	0,66
	CH ₄	1,32	0,83	1,01
	H ₂	2,18	4,30	4,41
Теплота сгорания, МДж/м ³		2,74	4,15	4,30

Список литературы:

1. Tar in Biomass Producer Gas, the Energy research Centre of The Netherlands (ECN), Experience: An Enduring Challenge Luc P. L. M. Rabou, Robin W. R. Zwart, Berend J. Vreugdenhil, Energy & Fuels, 2009, 23, 6189–6198.
2. Колесникова Ю.Ю., Глазов С.В., Кислов В.М., Размыслов А.В., Салганский Е.А., Салганская М.В. Преобразование смол пиролиза древесины в горючий газ // Сб. тез. XXVI Симпозиума «Современная химическая физика», 20 сентября – 1 октября 2014 г., с. 242.
3. Размыслов А.В., Кислов В.М., Глазов С.В., Салганская М.В. Конверсия смол термического разложения твердых топлив в пористой насадке // Программа и тезисы докладов XII Всероссийской с международным участием школы-семинара по структурной макрокинетике для молодых ученых, 26 – 28 ноября 2014 г, Черногловка, с. 19-22.

ИЗЛУЧАТЕЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ 3C-SiC СТРУКТУР, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РЕАКЦИИ РАСПЛАВА ИЛИ ПАРОВ КРЕМНИЯ С УГЛЕРОДОМ

Терещенко А.Н. молодой ученый, Ершов А.Е.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
физики твердого тела РАН, Черногловка, tan@issp.ac.ru*

Карбид кремния (SiC), как широкозонный полупроводник с уникальными свойствами, находит широкое применение в различных технических задачах, перспективен для высокотемпературной и радиационно стойкой силовой электроники, оптических приложений и т.п. В данной работе приводятся результаты исследования излучательных свойств поликристаллических структур кубического политаипа 3C-SiC, полученных методом реакции расплава (или паров) кремния и углерода на подложке. Данный метод подробно описан в работе [1] и одним из его достоинств является дешевизна и возможность использования различных подложек. Кроме того, как нами было обнаружено ранее [2], в процессе синтеза поликристаллических покрытий данным методом в некоторых зернах происходит спонтанное образование локальных областей с аномально высоким квантовым выходом излучения в видимой области.

В качестве подложек были использованы графит, силицированный графит и керамические подложки с различным процентным содержанием Si, которое в наших экспериментах варьировалось от 5% до 70%. Варьирование такими параметрами роста SiC, как соотношение концентраций реагентов и длительность синтеза позволяет контролируемым образом получать различные поликристаллические SiC структуры, отличающиеся морфологией, размером кристаллитов и их люминесцентными свойствами. Для примера на рис. 1

показаны изображения сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) двух различных поликристаллических структур кубического политапа 3С-SiC, синтезированных при температуре 1450⁰С. Уменьшение концентрации углерода в ростовой камере приводит к увеличению размеров зерен образующегося SiC, что отчетливо видно из сравнения левого и правого изображений СЭМ. Несмотря на то, что показанные на рис.1 SiC структуры относятся к одному политапу 3С-SiC (пример дифрактограммы приведен на рис.2) и отличаются только размерами зерен, их спектры фотолюминесценции (ФЛ) демонстрируют существенные различия при комнатной температуре. Так, при увеличении размеров кристаллитов происходит гашение коротковолновой части спектра люминесценции и в спектре начинает доминировать длинноволновая часть (рис.3а). В то же время при низких температурах спектры ФЛ всех исследуемых 3С-SiC структур абсолютно идентичны и не зависят от морфологии покрытий и размеров отдельных кристаллитов SiC (рис.3б).

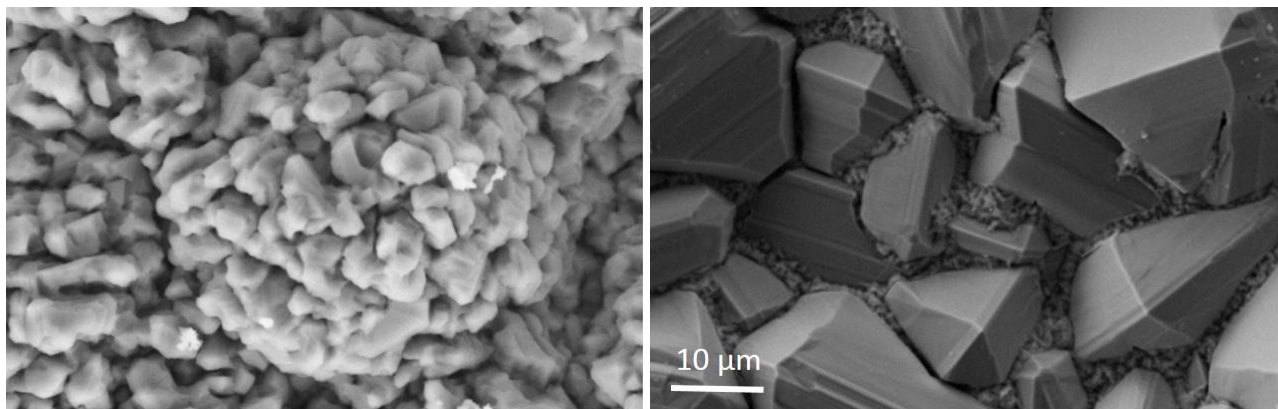


Рис.1. Пример влияния концентрации углерода в ростовой камере на структуру покрытий: изображение СЭМ слева - концентрация углерода на порядок выше.

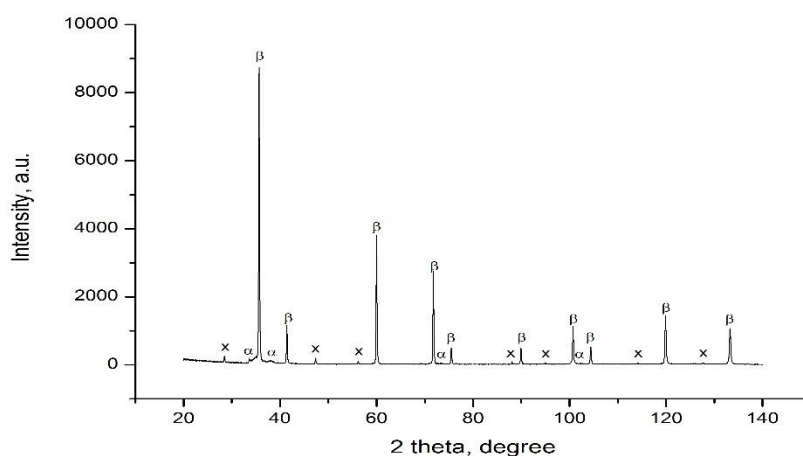


Рис.2. Пример дифрактограммы SiC покрытий, изображенных на рис.1. Фазовый состав: 1) 3С-SiC, - β ~ 97%, 2) смесь гексагональных модификаций SiC, - α ~ 1%, 3) Si, - x ~ 2%.

Пунктиром на спектре отмечен пик с максимумом при энергии 2.12 эВ, отвечающий излучательной рекомбинации донорно-акцепторных пар N-Al в 3C-SiC. Более длинноволновые пики представляют собой его фононные повторения. Исследования методом катодолюминесценции также показали, что коротковолновая часть люминесценции регистрируется только в случае маленького размера кристаллитов (рис. 4). На основании полученных экспериментальных данных в работе сделано предположение, что источником коротковолнового излучения в спектрах ФЛ 3C-SiC структур при комнатной температуре являются поверхностные дефекты, концентрация которых растет с уменьшением размеров кристаллитов. При этом в более крупных зернах с уменьшением общей площади поверхности кристаллитов доминирующим источником люминесценции становятся объемные дефекты.

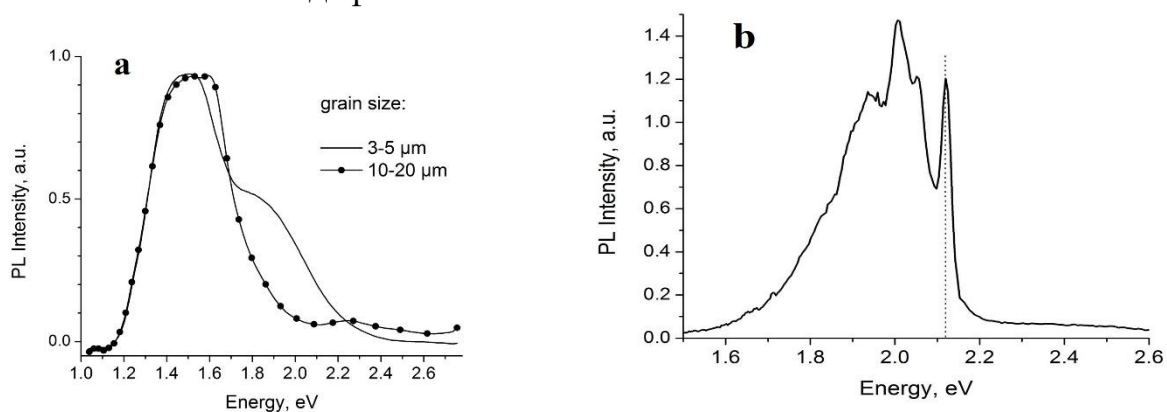


Рис.3. а): Спектры 3C-SiC структур с различным размером кристаллитов (указаны на рисунке). Изображения СЭМ данных структур показаны на рис.1. ФЛ измерена при комнатной температуре. б): Пример низкотемпературного спектра ФЛ этих же структур. ФЛ измерена при температуре 4.2К. ФЛ возбуждалась He-Cd лазером с длиной волны 325нм и мощностью накачки 5 мВт/мм².

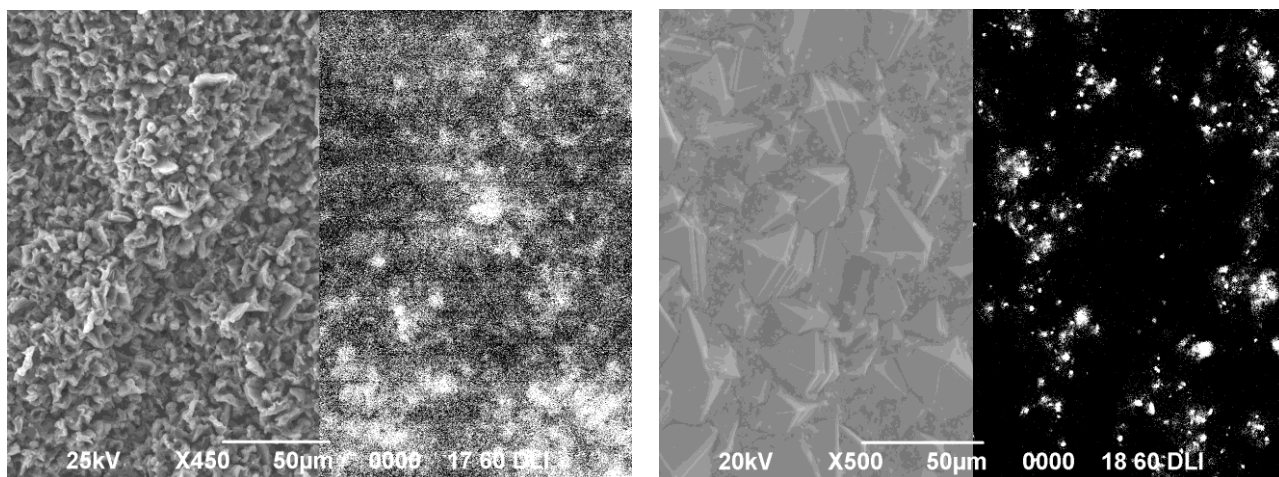


Рис. 4. Изображения СЭМ 3C-SiC структур с различным размером кристаллитов (левые части рисунков) и соответствующие им изображения, полученное методом катодолюминесценции (правые части). Изображения катодолюминесценции (КЛ) получены на длине волны 620нм.

Список литературы:

1. К. Н. Филонов, В. Н. Курлов, Н. В. Классен, Е. А. Кудренко, Э. А. Штейнман, Известия РАН, серия физическая, 2009, т.73. №10, 1457.
2. E. A. Steinman, E B Yakimov, K N Filonov, A N Tereshchenko, Journal of Physics: Conference Series, 281, 2011, p. 012019.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-02-08925).

СВС-МЕТАЛЛУРГИЯ ЛИТЫХ Cu-Fe МАТЕРИАЛОВ И ПОСЛЕДУЮЩАЯ ИХ МЕХАНОТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ОДНОРОДНОЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ

***Санин¹ В.В. молодой ученый, Аникин¹ Ю.А., Филонов¹ М.Р., Юхвид² В.И.,
Конев³ Н.Н.***

***¹⁻ Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, sanin@misis.ru***

***²⁻ Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черноголовка***

***³⁻ ФГУП Научно-исследовательский и экспериментальный институт
автомобильной электроники и электрооборудования, Москва***

Сплавы на основе системы Fe-Cu [1] проявляют тенденцию к расслоению в жидком состоянии вследствие ограниченной (незначительной) взаимной растворимости. Поэтому долгое время для получения материалов на основе Cu-Fe использовали методы порошковой металлургии. Традиционные методы металлургии не применялись вследствие сильной тенденции сплавов к расслоению в жидком состоянии в широком интервале температур и концентраций и большой разницы удельных масс и температур плавления составных компонентов.

Разработка новых литейных методов (как наиболее экономически эффективных) для получения таких сплавов, является привлекательной стороной для инвесторов, но требует разработки новых технологических карт для их получения. Для этого необходимо проведение исследований, направленных на разработку новых интегральных технологий и отработку закономерностей формирования их структуры, позволяющих получать достаточно однородное распределение по объему структурных составляющих и контролировать их размеры на прецизионном уровне.

В данной работе впервые ставится задача исследования по апробированию комбинированной химико-технологической цепочки получения материалов, на

примере системы Cu-Fe (Cu- 70%, Fe- 30%масс.) включающий: (I)- СВС-металлургию литого материала (псевдосплава),

(II)- Механотермическая обработка, включающая однократное волочение в холодном состоянии на волочильном стане (протягивание заготовки проводилось через фильеру с прямолинейным движением).

Первый этап технологической цепочки предполагает использование химической энергии, выделяемой в процессе взаимодействия высоко-экзотермических составов термитного типа (режиме горения), что делает этот метод одним из самых энергоэффективных для получения литых материалов. Короткие времена синтеза (десятки секунд) и защита верхней поверхности слитка оксидным расплавом (Al_2O_3) от окисления позволяют проводить синтез в условиях атмосферы. Для обеспечения равномерного распределения частиц железа в медной матрице эксперименты проводили на центробежной СВС-установке [2] в условиях воздействия центробежных сил в интервале перегрузок от 2 до 50a/g, где a - центробежное ускорение, g - гравитационное ускорение. Полученные экспериментальные данные позволили выявить (Рис.1) существенное увеличение скорости горения от 4 до 9 см/с от величины a/g прилагаемой в процессе синтеза (СВС). Наиболее интенсивное увеличение скорости (U) (более чем в 20 раз) наблюдалось в интервале значений перегрузки от 2 до 20 a/g.

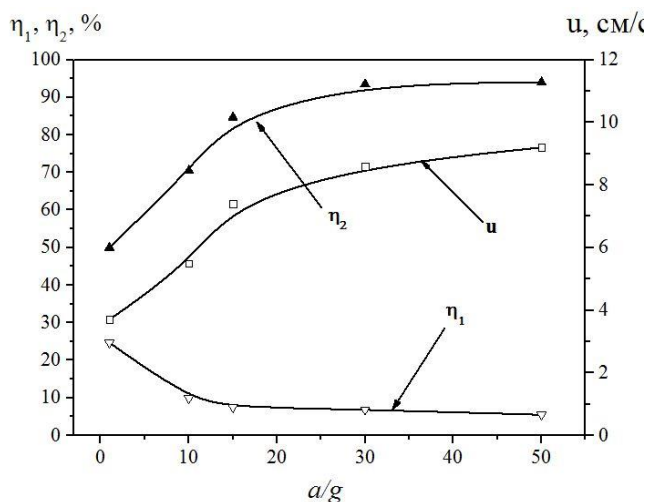


Рис.1. Влияние перегрузки (a/g) на скорость горения (U), разброс смеси (η_1) и полноту выхода металлической фазы в слиток (η_2).

Исследования микроструктуры СВС сплава, полученного на первом (I) этапе представлены на рис. 2. Анализ структуры сплава после стадии СВС на “малых” увеличениях показал (рис. 2а) что исследуемый сплав имеют выраженную дисперсную структуру с явной границей раздела частиц Fe и матрицы на основе Cu.

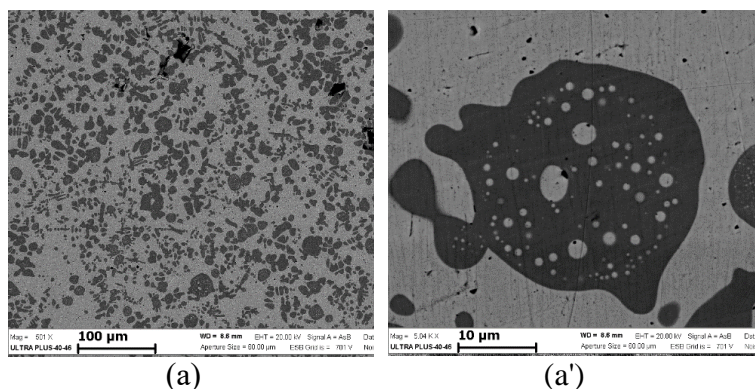


Рис.2. Микроструктура образцов сплава Cu-Fe СВС-металлургии (а, б).

Исследования микроструктуры СВС сплава при больших увеличениях (рис. 2а') выявило, что сплав полученный методом СВС-металлургии имеет многоуровневую иерархическую структуру. Анализ полученных структур позволяет сделать заключение о формировании трехуровневой структуры:

Первый уровень (рис.2а) характеризуется равномерным по объёму слитка распределением Fe частиц размером 10-30 мкм. Второй уровень формируют также равномерно распределенные частицы Cu размером 2-0,5 мкм (рис.2а') в выделенных частицах Fe на первом структурном уровне. Исследования при большем увеличении, методами ТЕМ выявили третий структурный уровень, который образует равномерно распределенные субмикронные частицы железа (рис.3), размером 20-50 нм.

Данный результат можно связать с особенностями СВС-металлургии. Температура горения СВС смеси превышает 2500 К. Высокая температура расплава обеспечивает повышенную растворимость Cu в Fe. Затем, на стадии кристаллизации, по мере снижения температуры расплава и снижения предела растворимости происходит выделение меди в виде мелких дисперсных частиц.

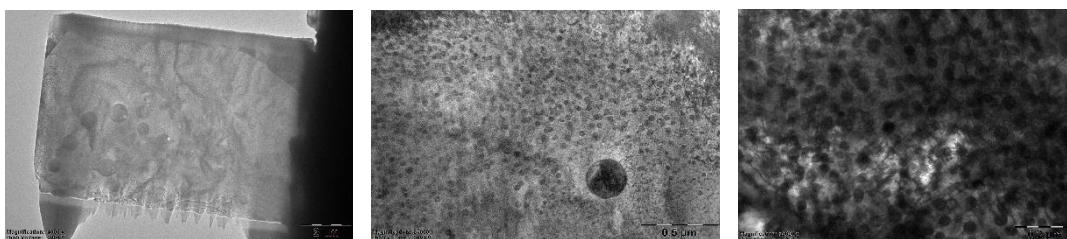


Рис.3. Микроструктура СВС сплава Cu-Fe (Cu- 70%, Fe- 30%масс.) исследованная методами ТЕМ.

На втором этапе с целью получения продольных структурных составляющих в конечном изделии производилось однократное волочение. Протягивание СВС заготовки проводилось через фильеру с прямолинейным движением. На рис. 4 представлена микроструктура образца после волочения (рис. 4а,а',а'') с 6мм до 3,4мм (степень деформации: $\epsilon=69\%$) и волочения с 6мм до 1,7мм (рис. 4б,б',б'') (степень деформации: $\epsilon=92\%$).

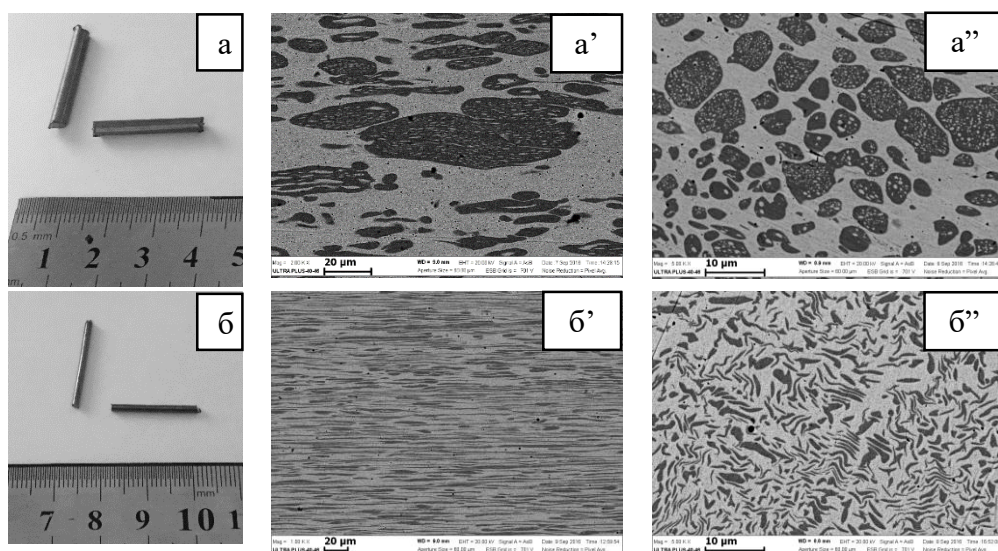


Рис. 4. Внешний вид 4а, б и микроструктура проволооченных образцов (а',б')- продольный срез и (а'',б'')- поперечный срез.

Наблюдаемая структура характерна только для СВС материалов. Так же выявлено, что при следующем металлургическом переделе (переплаве) СВС-сплав сохраняет данные особенности структуры, что может представлять особый практический интерес.

Список литературы:

1. Урцев В. Н., Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л., Терещенко Н. А. Структурные формы выделений Си при распаде сплавов системы Fe-Cu. Вестник СамГТУ. Серия Физико-математические науки Выпуск № 1 (20) / 2010. ст. 244-248.
2. В. Н. Санин, Д. М. Икорников, Д. Е. Андреев, В. И. Юхвид. Центробежная СВС-металлургия эвтектических сплавов на основе алюминиды никеля. Известия вузов: порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2013-№3 стр.35-42.

ГОРЕНИЕ ТРЁХСЛОЙНЫХ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СИСТЕМ (Zr+CuO+LiF)-(LiF)-(Zr+BaCrO₄+LiF)

Баринов¹ В.Ю. молодой ученый, Вадченко¹ С.Г., Щукин¹ А.С., Просянюк² В.В., Суворов² И.С., Гильберт² С.В.

¹- ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения, Черногловка, barinov@ism.ac.ru

²- АО «ФНПЦ «Научно-исследовательский институт прикладной химии», Сергиев Посад

Одной из актуальных задач современной науки является прямое преобразование химической энергии энергетических конденсированных систем (ЭКС) в электрическую [1–4]. Это определяет необходимость проведения

экспериментальных и теоретических исследований процессов, протекающих при горении ЭКС. В данной работе проведено исследование закономерностей горения трехслойных ЭКС типа $(\text{Zr}+\text{CuO}+\text{LiF})-\text{LiF}-(\text{Zr}+\text{BaCrO}_4+\text{LiF})$, применяемых в качестве электрохимических систем в пиротехнических источниках тока (ПИТ). В [2] приведены электрические характеристики батарей высокотемпературных гальванических элементов (ВГЭ), выполненных из разнородных ЭКС.

ПИТ являются устройствами прямого преобразования химической энергии ЭКС в электрическую и представляют собой высокотемпературные резервные источники электрического тока одноразового действия, предназначенные для работы в режиме ожидания. Они получили широкое применение для автономного задействия и питания бортовой аппаратуры, приборов и устройств, исполнительных механизмов и систем управления (реле, микроэлектродвигатели, и т.д.). Цель настоящей работы — экспериментальное исследование закономерностей горения тонких трёхслойных композиций $(\text{Zr} + \text{CuO} + \text{LiF}) - (\text{LiF}) - (\text{Zr} + \text{BaCrO}_4 + \text{LiF})$.

В данных ЭКС цирконий обеспечивает высокотемпературное горение тонких гетерогенных систем при интенсивном отводе тепла из зоны горения. Оксид меди CuO — активный катодный окислитель, который применяют в тепловых источниках тока. Хромат бария BaCrO_4 — тонкодисперсный малогазовый окислитель. Фторид лития (LiF) — материал, применяемый в пиротехнических источниках тока в качестве электролита.

Для изучения закономерностей горения ВГЭ типа $(\text{Zr}+\text{CuO}+\text{LiF})/(\text{LiF})/(\text{Zr}+\text{BaCrO}_4+\text{LiF})$ была создана экспериментальная установка, схема которой представлена на рис. 1.

ВГЭ представлял собой сборку из трёх разнородных лент шириной ~ 10 мм и длиной ~ 45 мм, контактирующих между собой без зазора. Между лентами размещали ленту из фторида лития, который использовали в качестве электролита. Батарею из трёх ВГЭ размещали на основании из керамики ВН. Поджиг осуществляли с помощью тонкой ленты из состава $\text{Ti}+2\text{B}$.

В ходе горения регистрировали возникающий электрический сигнал. Для этого использовали стальные электроды, расположенные на нижнем и верхнем торцах сборки. Возникающий в ходе горения электрический сигнал через АЦП записывали в память компьютера. Для понимания того, на каких стадиях процесса горения возникает электрический потенциал, а также для измерения скорости горения, применяли фотодиоды, которые размещали на верхнем торце образца, на расстоянии 10 мм друг от друга. Для этого на краях электрода были просверлены отверстия, через которые световое излучение от горящего образца через коллиматоры попадало на фотодиоды. Коллиматоры представляли собой никелевые капилляры с внутренним диаметром 0,4 мм и длиной 40 мм. Электроды под действием груза F сжимали ленты давлением 6,5 кПа. Для измерения температуры горения вместо фотодиодов использовали термопары ВР5/ВР20 толщиной 100 мкм. Установка также позволяет регистрировать спектры излучения в видимой области в процессе горения с помощью

компактного спектрометра. Процесс горения записывали с помощью высокоскоростной видеокамеры MIRO M 310 со скоростью 5000 кадров/сек.

В результате проведенных экспериментальных исследований, установлено, что при горении ВГЭ $(\text{Zr}+\text{CuO}+\text{LiF})/(\text{LiF})/(\text{Zr}+\text{BaCrO}_4+\text{LiF})$ происходит генерирование электрического сигнала, представленного на рис. 1:

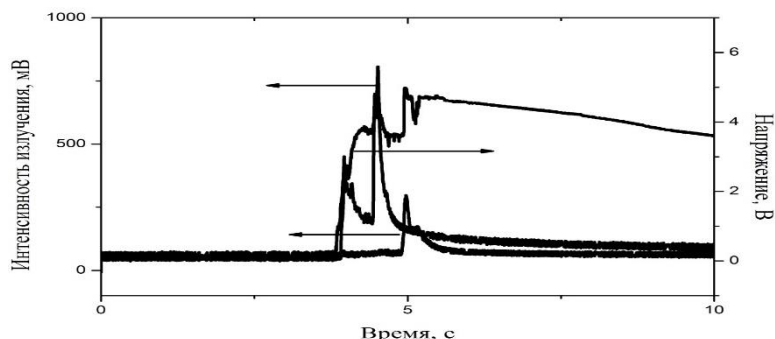


Рис. 1. Зависимость величины сигналов от фотодиодов и электрического сигнала системы в процессе горения от времени.

Скорость горения образца, измеренная с помощью фотодиодов, составляет ~ 26 мм/с. На основании полученных экспериментальных результатов можно сделать предположение о том, что в процессе горения трёхслойная ЭКС $(\text{Zr}+\text{CuO}+\text{LiF})-(\text{LiF})-(\text{Zr}+\text{BaCrO}_4+\text{LiF})$ представляет собой ВГЭ – источник напряжения (ЭДС), имеющий малое внутреннее сопротивление (порядка 0,1 Ом). В процессе горения измеренная температура достигает $\sim 1200-1500^\circ\text{C}$, т.е. отдельные компоненты и продукты сгорания системы находятся в расплавленном состоянии, что минимизирует внутреннее сопротивление. В то же время внутреннее сопротивление АЦП составляет ~ 100 кОм.

Макрокинетический механизм процесса может быть представлен следующим образом. Образец представляет собой полоски «пиротехнической асбестовой бумаги», сложенных вместе и зажатых между двумя металлическими пластинами, служащими электрическими контактами. Поскольку асбест и окислители являются диэлектриками, до сгорания сборка имеет электрическое сопротивление 1–5 МОм. При воспламенении и по мере продвижения фронта горения появляется электропроводная зона, в которой протекают электрохимические процессы (генерируется электрический ток). На этой стадии происходит уменьшение сопротивления как за счет плавления электролита – фтористого лития, легкоплавких продуктов сгорания (одновалентного оксида меди), так и за счет увеличения площади проводящей поверхности. Когда фронт горения доходит до конца образца, его сопротивление достигает минимального значения. В это время он работает в режиме источника тока. Далее, за счет большой теплоотдачи в достаточно массивные электроды (толщина ВГЭ сравнима с суммарной толщиной электродов), образец остывает, электролитный расплав кристаллизуется, прекращаются диффузия носителей заряда и генерирование тока. Таким образом, на активной стадии работы источника тока имеются два процесса, и строго разделить режимы генерации напряжения и тока можно только условно, один превалирует на стадии горения, другой – на стадии

остывания. При наличии расплавленного электролита и активных электродных материалов в продуктах сгорания (металлического циркония в аноде и оксида меди в катоде) протекают электрохимические процессы – генерирование электрического тока до кристаллизации электролита при остывании.

Следует отметить, что исследование и разработка подобных резервных источников тока направлена не на получение дешёвой электроэнергии, а для автономного питания бортовой аппаратуры объектов, стоимость которых находится вне экономических расчётов.

Список литературы:

1. Морозов Ю.Г., Кузнецов М.В., Нерсесян М.Д., Мержанов А.Г. Электрохимические явления в процессах самораспространяющегося высокотемпературного синтеза ДАН, 1996, т. 351, № 6, с. 780–782.
2. Просянюк В.В., Суворов И.С., Сигейкин Г.И., Куликов А.В. Пиротехнические источники тока — новый класс устройств резервной электроэнергетики. Российский химический журнал, 2006, т. L, № 5, с. 113–119.
3. Варёных Н.М., Емельянов В.Н., Просянюк В.В., Суворов И.С. Пиротехнический источник электрического тока. Патент РФ №2320053, МПК H01M 4/66; H01M 6/36. Опубликовано 20.03.2008. Бюлл. № 8.
4. Wonjoon Choi, Seunghyun Hong, Joel T. Abrahamson, Jae-Hee Han, Changsik Song, Nitish Nair, Seunghyun Baik, Michael S. Strano. Chemically driven carbon-nanotube-guided thermopower waves. Nature Materials 9, 423–429 (7 March 2010).

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ № 14-08-00043.

ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ НА ПОЛНОТУ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СВС-МАТЕРИАЛАХ СИСТЕМЫ Ti-AL-C

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

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

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

Проблема формуемости является одной из основных при разработке СВС-технологии. Для решения этой проблемы был предложен метод СВС-сжатия, сущность которого заключается в сдвиговом деформировании СВС-материала непосредственно после синтеза под действием постоянного невысокого давления (~10-100 МПа) в условиях свободного одноосного сжатия.

Процесс получения образцов для исследований осуществлялся в следующей последовательности. Таблетка цилиндрической формы диаметром 30 мм, высотой 30 мм и относительной плотностью 60 % размещалась в середине

стальной подложки (рисунок 1). В верхней части таблетки инициировалась волна горения в режиме СВС при помощи вольфрамовой спирали. Далее осуществлялось прессование под давлением P от 2,5 до 20 МПа.

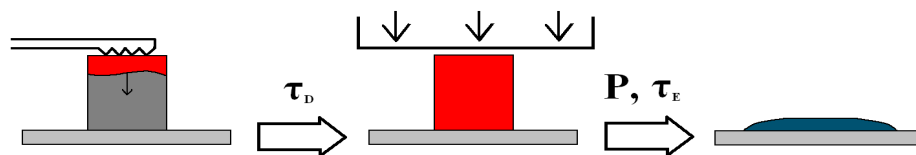


Рис.1. Схема свободного СВС-сжатия.

Одним из важнейших технологических параметров, определяющих способность материала к формованию, является время задержки (время от начала инициирования химической реакции до приложения давления к синтезированному материалу). Значение времени задержки τ_D было принято в диапазоне от 0 до 10 секунд.

Помимо проблемы формуемости при разработке СВС-технологии материалов на основе МАХ-фазы Ti-Al-C, актуальным является вопрос полноты фазообразования. В результате синтеза в этой системе помимо целевых МАХ-фаз образуется так же нежелательная в некоторых случаях фаза - карбид титана TiC.

Для уменьшения содержания карбида титана, как нежелательной примеси, и увеличения содержания МАХ-фазы в синтезированном материале в данной работе была проведена термообработка, которая заключалась в нагреве до температуры 1350°C в воздушной атмосфере, последующей выдержке в течении 3-х часов и быстром охлаждении в воду.

В работе исследовано влияние предложенной термообработки на фазовый состав и микроструктуру полученных материалов.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИСИЛИЦИДА МОЛИБДЕНА ПРИ СОЧЕТАНИИ ПРОЦЕССА СВС С ПРИЛОЖЕНИЕМ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

Михеев М.В. молодой ученый, Столин А.М., Бажин П.М

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, mixeev777@rambler.ru

В данной работе проводилось исследование влияния сочетания деформации сдвига с высоким давлением на фазо- и структурообразование, морфологию порошковых материалов на основе дисилицида молибдена синтезируемых в режиме горения.

В настоящее время широко распространены силициды тугоплавких металлов, особенно молибдена. Данный материал обладает высокими жаропрочными и жаростойкими свойствами, также он хорошо сопротивляется агрессивным средам, а высокая электропроводимость делают его одним из ключевых материалов в высокотемпературной технике. На его основе могут производиться различные материалы, которые могут применяться в качестве покрытий деталей газотурбинных двигателей, нагревателей печей электросопротивления, элементов двигателей внутреннего сгорания и др.

Широкие возможности создания порошковых материалов на основе дисилицида молибдена открывают использование процесса СВС в сочетании со сдвиговым деформированием и высоким давлением образующихся в ходе синтеза продуктов. Деформационное воздействие приводит к перемешиванию зарождающейся мелкодисперсной структуры и подавляет развитие процессов кристаллизации и рекристаллизации. Деформационные параметры процесса, прежде всего, скорость деформирования, оказывают сильное влияние на процессы горения и структурообразования: изменение размера зерна, его форму и взаимное расположение зерен.

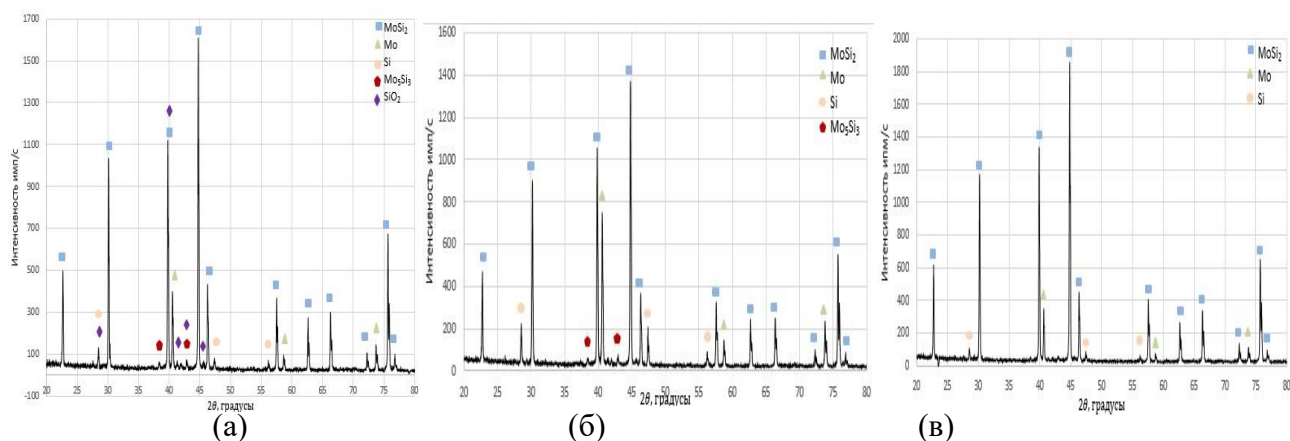


Рис. 1. Дифрактограммы синтезированного MoSi_2 : (а) – без механических воздействий; (б) – при $t_3 = 0$ с; (в) – при $t_3 = 5$ с.

Результаты рентгенофазового анализа (Рис.1) показали, что при приложении сдвиговой деформации и высокого давления на синтезируемый материал его фазообразование протекает более полно, по сравнению с материалом полученном при СВС без деформирующих воздействий. Установлено что тип деформирующего устройства (ротора) влияет на гранулометрический состав и микроструктуру синтезированного порошка.

Гранулометрический состав, масс. % синтезированных порошков состава MoSi_2 .

Образец	$d > 1000$ мкм	$500 < d < 1000$ мкм	$d < 500$ мкм
$T_3 = 10$ с, конус	72%	5%	23%
$T_3 = 10$ с, фреза	52%	11%	37%
$T_3 = 15$ с, фреза	31%	13%	56%

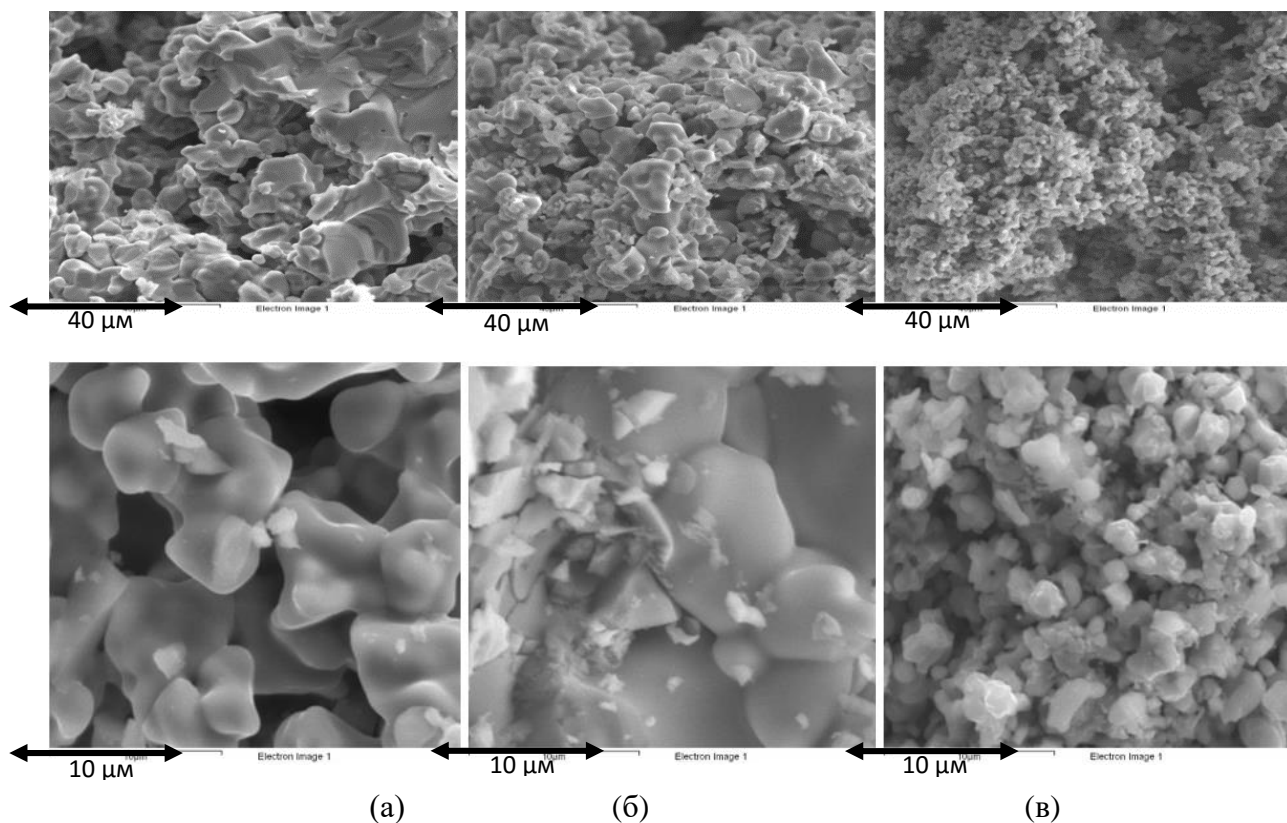


Рис.2. Микроструктура синтезированного порошка MoSi_2 : (а) без механических воздействий; (б) ротор – конус; (в) ротор – фреза.

РАЗРАБОТКА И ИЗУЧЕНИЕ 3D-КОМПАКТНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ TiB-30%Ti, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС-ЭКСТРУЗИИ

Константинов А.С. аспирант, Бажин П.М., Столин А.М

Учреждение Российской академии наук Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, slaity@mail.ru

Технология СВС-экструзии, сочетающая в себе горение с процессом высокотемпературного деформирования, обеспечивает возможность получения длинномерных изделий с остаточной пористостью не более 5 %. Под действием осевых и радиальных напряжений, в ходе экструзии, происходит объемное деформирование синтезированного материала. Это обеспечивает высокую степень деформации, а, следовательно, образование более плотного металлокерамического композита с равномерным распределением фаз по всему объему изделия. Высокие скорости охлаждения экструдированного материала препятствуют росту размера частиц. Все эти факторы являются благоприятными при получении титановых композитов, упрочненных керамическими частицами.

Такие материалы сочетают в себе пластичность и вязкость матрицы с высокой прочностью, твердостью и жесткостью армирующей фазы. Выбор TiB в качестве упрочнителя обусловлен высоким модулем упругости, высокой прочностью, близким с титаном коэффициентом термического расширения, а также высокой химической стабильностью и отсутствием промежуточных с титаном фаз.

Предварительное холодное прессование шихтовых порошковых смесей является неотъемлемой частью большинства технологий порошковой металлургии. Не является исключением, и технология СВС-экструзии, перспективная при получении длинномерных изделий. При использовании данного метода, плотность шихтовой заготовки оказывает огромное влияние на скорость и температуру горения, которые в свою очередь оказывают влияние на структуру и способность к формованию экструдированных стержней.

В настоящей работе обсуждается влияние плотности шихтовых заготовок на термодинамические характеристик (скорость и температуру) горения системы TiB-30%Ti в реальных условиях СВС. Далее приводятся исследования по оптимизации технологических параметров СВС-экструзии. Произведенные 3D-компактные изделия исследуются методами РФА и СЭМ на приборах ДРОН-3 и Carl Zeiss Ultra plus соответственно, а также приводятся исследования микротвердости и жаростойкости.

СИНТЕЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ ИЗ ОКСИДНОГО СЫРЬЯ

***Икорников Д.М.** младший научный сотрудник, **Андреев Д.Е.**, **Санин В.Н.**,
Юхвид В.И.*

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки **Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской академии наук**, Черноголовка, denis-ikornikov@yandex.ru*

Комбинация высокой удельной прочности – выше, чем у большинства сталей и коррозионной стойкости определяет главную область применения титановых сплавов как аэрокосмическую технику. Присутствие неметаллических примесей (кислород, азот, водород и углерод) приводит к образованию растворов внедрения в обеих модификациях титана, все эти примеси вредные, они снижают пластичность титана и его сплавов, поэтому допустимое содержание их ограничено концентрациями 0,005 – 0,2 вес. %.

Традиционные методы (печная металлургия) получения титановых сплавов и алюминидов титана имеют ряд трудностей, вызванные высокой химической активностью исходных компонентов при повышенных температурах, разностью температур плавления, испарения и плотности исходных компонентов, необходимостью использования высокотемпературного вакуумного

оборудования (вакуумно-дуговой, электронно-лучевой переплавы), повышенные требования к изготовлению литейных форм и т.д. [1].

Настоящее исследование направлено на синтез алюминида титана, легированного Nb с применением метода центробежной СВС-металлургии. Для реализации автоволнового режима в системе Ti–Al необходим предварительный подогрев исходной смеси, поскольку тепловой эффект химического взаимодействия титана и алюминия недостаточен для обеспечения горения. В качестве базовой составляющей смеси использовались оксиды TiO₂ и Nb₂O₅ с алюминием, а энергетической – смесь пероксида кальция с алюминием и металлическим кальцием, позволяющая организовать самоподдерживающийся режим горения и перевести все компоненты в расплавленное состояние [2]. Для формирования гомогенной структуры и снижения неметаллических примесей использовали функциональные добавки.

Экспериментальные исследования показали, что смесь приобретает способность к горению при содержании энергетической составляющей (α ЭС) в нем более 10 вес. %. С ростом α ЭС до 100 % скорость горения возрастает более чем в 10 раз и достигает величины 14 см/с.

Изменение содержания Al в экспериментальном составе от 20 до 40 вес. % не приводит к значительному изменению характеристик синтеза, но влияет на химический состав и содержание неметаллических примесей. С ростом концентрации Al, содержание кислорода в металлической фазе снижается.

Воздействие перегрузки оказывает сильное влияние на характеристики горения, состав и структуру литых ЖС на основе Ti–Al. Так, в атмосферных условиях горение исходной смеси сильным разбросом реагирующего расплава ($\eta_2 = 30\%$).

Введение функциональных добавок в количестве, не превышающем 3 вес. % и использования комплексного восстановителя в энергетической составляющей смеси снижает долю неметаллических примесей в конечном составе металлического продукта.

Показано сильное влияние начальных параметров синтеза (величины перегрузки, массы смеси) и содержания алюминия и пероксида кальция в исходной смеси на характеристики СВС-металлургии (скорость горения, выход целевых продуктов в металлический слиток, потери массы смеси при горении), состав и структуру целевого продукта.

Список литературы:

1. Белов С.П., Брун Г.А., Глазунов С.Г. и др. *Металловедение титана и его сплавов* / под ред. Б.А. Колачева, С.Г. Глазунова, М.: *Металлургия*, 1992, 352 с.
2. D.M. Ikornikov, D.E. Andreev, V.I. Yukhvid, V.N. Sanin. Ti–Al material for high-temperature applications: Combustion synthesis from oxide raw materials. *Materials Science and Engineering*, Germany, Darmstadt, September 27-th to 29-th, B04.1.

Данная работа выполнена при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-7885.2016.8.

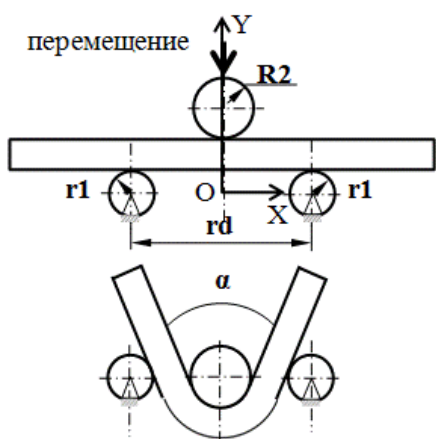
АНАЛИЗ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ЗАГОТОВКИ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Колебина Н.В. аспирант

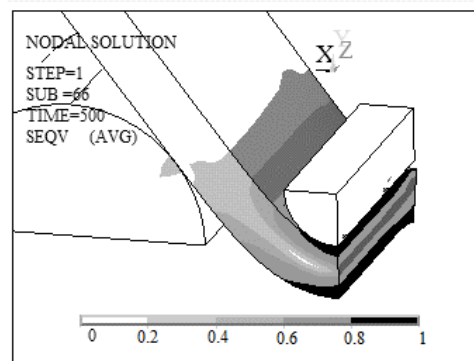
Московский Государственный Технический Университет им. Н.Э. Баумана,

Лопатки гидротурбин имеют сложную форму, которая постоянно совершенствуется с целью повышения их производительности. Высокие требования к точности формы, качеству поверхности и механическим свойствам лопаток требует применения современных методов изготовления. Одной из перспективных операций изготовления крупногабаритных деталей является горячая формовка в условиях пластичности. Однако на возможность использования этих методов существенное влияние оказывает материал, применяемый для изготовления деталей гидротурбин. Требования, предъявляемые к материалу, прежде всего, связаны с эксплуатационными свойствами, такими как устойчивость к коррозии, прочность и свариваемость. Поэтому перспективными являются низкоуглеродистые мартенситные стали, которые отвечают не только эксплуатационным свойствам, но и обладают хорошей пластичностью.

Основные деформации при формовке заготовок лопаток связаны с изгибом. Для упрощения соединений деталей необходимо формирование заготовок сложной формы, в которых максимальный угол изгиба составляет 90° . Для определения возможности изготовления крупногабаритных деталей гидравлических турбин из низкоуглеродистой мартенситной стали проведено моделирование поведения низкоуглеродистой мартенситной стали при трехточечном изгибе широкой полосы в условиях ползучести (Рисунок 1).



а) схема трехточечного изгиба



б) Распределение эквивалентного напряжения при 800°C и скорости перемещения $0,0008\text{мм/с}$, угол сгиба 90°

Рис.1. Схема (а) и результаты (б) моделирования трехточечного изгиба широкой полосы с конечно-элементной сеткой.

Для учета особенностей горячего деформирования заготовок из данной стали была использована модель деформирования материала, полученная на основе экспериментальных данных, учитывающая морфологию и фазовый состав стали в широком интервале температур.

Для определения рациональных параметров деформирования (уменьшение силы и температуры) проведен анализ влияния температуры, скорости перемещения и радиуса изгиба на усилие деформирования при изгибе. В результате были определены рациональные режимы деформирования, позволяющие получить заданный угол заготовки без повреждений.

ОХОТНИКИ ЗА ЭНЕРГИЕЙ 3: ФИЗИКА И ТЕХНИКА СБОРА ЭНЕРГИИ ИЗ ОКРУЖАЮЩЕГО МИРА

Богданова¹ Е.С. школьница, Урванцев² М.В. школьник, Попов³ Л.В. школьник, Богданов⁴ С.В.

¹⁻ МОУ СОШ №75, Черногоровка

²⁻ МОУ СОШ №82 г. Черногоровка

³⁻ МОУ СОШ «ВЕСТА», Черногоровка

⁴⁻ ЦДО «Импульс», Черногоровка

1. Введение

Небольшие генераторы электрической энергии, предназначенные для различных устройств, главным образом для интернета вещей и умной пыли дают, как правило, очень небольшие напряжения, от нескольких милливольт до долей Вольта. Для современных микроконтроллеров нужно напряжение от 0,8 В, а лучше побольше. Мы исследуем различные методы преобразования низких (менее 0,8 В) входных напряжений, а также получение электроэнергии из других форм энергии.

2. Бустеры (генераторы) на туннельных диодах

Туннельный диод благодаря специальной конструкции имеет на вольтамперной характеристике участок отрицательного дифференциального сопротивления [1]. Если подать на туннельный диод напряжение в этом диапазоне от источника с ненулевым выходным сопротивлением, за счет падения напряжения на этом сопротивлении начнутся колебания.

Мы изучили генерацию при разных входных напряжениях, от порогового 60 мВ (германиевый) и 180 мВ (арсенид галлия) до верхнего порогового 600 мВ, при напряжениях выше порогового 600 мВ генерация прекращается, но при таких напряжениях мы можем использовать «зарядовый насос».

3. Блокинг - генераторы на биполярных транзисторах

С помощью импульсного трансформатора мы можем сделать генератор на одном транзисторе, при этом генератор будет работать уже при входном

напряжении выше напряжения на p-n переходе эмиттер- база, это около 0,7 В для кремниевых и 0,4 В для германиевых транзисторов.[2]

Для изучения работы блокинг-генераторов мы собрали макеты на кремниевом N-P-N транзисторе BC547 и германиевом P-N-P транзисторе ГТ321Б. Выходное напряжение достигает 12 В и 25 В (на германиевом и кремниевом транзисторе), при входном напряжении около 1 Вольта, генерация же начинается от 300 мВ.

4. Блокинг - генераторы на полевых транзисторах

Для изучения работы блокинг-генераторов мы собрали макет на кремниевом полевом транзисторе . Полевой транзистор с P-N переходом отличается тем, что при нулевом напряжении на затворе ток исток- сток ненулевой, так что можно сделать блокинг – генератор с очень маленьким порогом. Мы применили импульсный трансформатор 752S CoilCraft с отношением числа витков 1:100. Нам удалось получить генерацию при входном напряжении 10,7 мВ. Это практически равно одному из лучших результатов в коммерческой технике (ECT 100 EnOcean, 11 мВ), и немного уступает мировому рекорду (насколько мы знаем) ученых из университета Фрайбурга [4].

5. Области применимости и перспективы использования бустеров.

Результаты наших исследований мы свели в таблицу:

Таблица 1. Значения параметров бустеров при минимальном напряжении генерации. V_{min} - минимальное напряжение возникновения генерации, j_{min} – ток бустера при V_{min} , P_{min} - мощность, потребляемая бустером при $V=V_{min}$, V_{out} - выходное напряжение бустера при V_{min} , F_{out} - частота выходного напряжения при $V=V_{min}$.

Активный элемент бустера	Тип АЭ	V_{min} , mV	$j(V_{min})$, mA	P_{min} , mВт	V_{out} ,V	F_{out} , kHz
Туннельный диод Ge	1И103Б	60	0,8	48	0,55	24
Туннельный диод GaAs	3И306Ж	180	4	720	1,2	24
PNP Ge транзистор	ГТ321Б	400	0,02	8	1,4	260
NPN Si транзистор	BC547	700	0,03	21	6	260
JFET транзистор	2SK170	10,7	0,0011	0,01177	0,8	0,6

Таким образом, мы можем превращать постоянное напряжение в переменное с одновременным повышением начиная с 10.7 мВ. Эта величина как раз того же порядка, что и величины термопреобразователей тепла человеческого тела и виброгенераторов на движениях человека.

Бустеры также можно использовать для «выжимания» последних капель энергии из химических источников тока. Мы взяли 3 элемента АА и 2 элемента ААА из отслуживших свой срок батареек и поставили эксперимент по определению еще оставшейся в батарейках «на выброс» энергии. Через четыре месяца нам удалось полностью «выжать» самый дешевый элемент Бонзай – 231 мА*ч. Элементы ААА GP и элементы АА Duracell АА продолжают давать энергию, выдав уже соответственно 864, 834 и 872 мА*ч, при типичной емкости

2000 мА*ч для АА и 1000 мА*ч для ААА элементов. Так что выброшенные элементы могли бы продолжать работу в приборах, не требующих больших токов, например, в пультах, радиотермометрах, бытовых метеостанциях.

6. Генератор на батарее элементов Пельтье

Термоэлектрический эффект (эффект Зеебека) – появление электродвижущей силы в электрической цепи, состоящей из последовательно соединённых разнородных проводников (полупроводников), контакты между которыми находятся при различных температурах.

Для определения возможности использования готовых промышленных батарей Пельтье для получения нами напряжения был проведен эксперимент. Фен дул на батарею из 128 элементов Пельтье ТЕС-1-12706 с одной стороны, с другой стороны дул вентилятор воздухом комнатной температуры. Таким образом, батарея выдает около 20 мВ/К на нагрузке 12 Ом, и нам придется потрудиться, чтобы утилизировать электроэнергию со столь малым напряжением.

7. ИК пульт на батарее элементов Пельтье

Чтобы сделать пульт на батарее Пельтье, нам нужно чтобы энергия, полученная от тепла руки, была больше энергии, потраченной пультом на инфракрасный импульс. Мы посчитали «расход» энергии по осциллограмме и получили 1,47 мДж. Для проверки мы также сделали на плате Arduino Uno прибор (нагрузка – 12 Ом), с интегратором, выдающим значение выработанной батареей энергии. Эксперимент показал, что при касании батареи рукой на 3-5 с батарея вырабатывает 3-5 мДж электрической энергии, что достаточно для посылки 2-3 сигналов ИК пульта.

Список литературы:

1. С.А. Ёлкин, «Туннельный диод: оценка, отбор и практическое применение», Радиоаматор, No 4, с. 26, 2006 г.
2. Богданова Е.С., Дрёмин А.А., Урванцев М.В. // Охотники за энергией: физика и технология сбора энергии из окружающего мира, Тезисы 13 Всероссийской с международным участием школы- семинара по структурной макрокинетике для молодых ученых имени академика А.Г. Мержанова, Черноголовка – 2015.
3. Эффект Зеебека https://ru.wikipedia.org/wiki/Эффект_Зеебека.
4. D. Grgić, T. Ungan, M. Kostić, L. M. Reindl, Ultralow input voltage dc/dc converter for micro energy harvesting. Pp 265-268, PowerMEMS 2009, Washington DC, USA, December 1-4, 2009.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ СВОБОДНОГО СВС-СЖАТИЯ

Карнов¹ С.В. молодой ученый, Столин² А.М., Стельмах² Л.С., Глебов¹ А.О., Стельмах² Э.В.

¹- *Тамбовский государственный технический университет, g7302@yandex.ru*

²- *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черногловка*

Процесс СВС-сжатия как объект моделирования представляет собой сложную систему. Адекватное описание процесса возможно при корректном задании параметров состояния материала, реологических свойств продуктов синтеза и материала оболочки и граничных условий процесса деформирования.

В качестве расчётной геометрической модели рассматривали цилиндрический образец материала, расположенный на цилиндрической плите заданной высоты. В заранее оговоренных случаях в плите располагался нагреватель заданной мощности, имеющий квадратное сечение. После горения материала и его выдержки осуществлялось прессование с помощью цилиндрического плунжера, двигавшимся с заданной скоростью вниз. Поэтому задача рассматривалась в цилиндрической системе координат.

Процесс свободного СВС-сжатия горячих порошковых материалов включает стадии горения исходной заготовки, выдержки, прессования горячих продуктов горения с последующим охлаждением. При этом следует отметить, что первые две стадии проходят без участия плунжера пресса. Последующие же стадии предполагают непосредственный контакт между плунжером пресса и материалом.

Для учёта этих особенностей при моделировании нестационарных тепловых процессов свободного СВС-сжатия использовалось граничное условие, имитирующее теплозапирающий слой. На границе между материалом и плунжером вводится граничное условие – тепловое сопротивление, которое в течение времени горения и выдержки велико, а в последующее время близко к нулю. Таким образом, при нагреве и выдержке плунжер формально присутствует в расчётной системе, но тепловой поток от горячего материала в плунжер бесконечно мал. В последующее время механизм теплообмена близок к теплопроводности между двумя твёрдыми телами в случае идеального теплового контакта.

Аналитически получена зависимость скорости вертикальной границы материала от времени прессования при допущении о линейной зависимости между высотой материала и его плотностью при постоянной скорости движения плунжера.

Дополнительно в каждый расчётный момент времени вычислялись значения вязкостей для каждого элементарного цилиндра материала. Прессование материала осуществлялось до тех пор, пока вязкость самого

горячего элементарного цилиндра материала становилась больше вязкости несжимаемой основы.

Как показали численные расчёты, использование нагревательных плит обеспечивает компенсацию теплотерь от материала. Из-за этого уменьшаются температурные градиенты в объёме материала на всех стадиях проведения СВС. Поэтому использование нагревательных плит для управления процессами СВС является перспективным направлением.

В ходе работы было осуществлено решение задачи проектирования цилиндрической нагревательной плиты для сопровождения технологического процесса изготовления пластин методами СВС-сжатия. Дополнительно произведены тепловые расчёты цилиндрической пресс-формы, состоящей из основания, матрицы, вставки и гильзы. Они позволили оптимизировать конструктивные характеристики пресс-формы для уменьшения температурных перепадов по объёму обрабатываемых изделий. Конструкции плиты и пресс-формы планируются к внедрению в лаборатории пластического деформирования материалов ИСМАН РАН.

Нагрев плиты от начальной температуры 20°C до рабочей 550°C занял 55 мин. Далее наступает период стабилизации температуры, который характеризуется выравниванием температурного поля: в течение последующих 30 мин перепад температур снижается с 40 до 25°C. Управление мощностью нагревателей осуществляется с помощью ПИД-регулятора, реализующего широтно-импульсное регулирование.

Следует отметить, что геометрическая модель основания плиты выполнена с использованием современных средств САПР и является трёхмерной параметрической моделью. Конфигурация паза для размещения нагревателя определяется значением 14 переменных. Из них 10 переменных можно использовать для управления геометрией. По этой причине для них можно использовать известную методику оптимизации топологии нагревателей с целью уменьшения перепада температур. По предварительной оценке, он может быть уменьшен примерно на 30÷40%.

ФОРМИРОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Ф-4 В УСЛОВИЯХ ИПД

***Ильин Н.А.** молодой ученый, **Ряшенцев В.В.** магистрант, **Кочетов В.В.**
магистрант, **Завражнин Д.О.***

***ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный технический университет»,**
zavrazhin-do@yandex.ru*

В настоящее время значительное внимание уделяется проблеме получения высокопрочных полимерных материалов и изделий. Приоритетным

направлением исследований в этой области является получение наноструктурированных и наномодифицированных материалов. Модификация свойств полимерных материалов введением в них органических и неорганических наполнителей открывает большие перспективы для создания композиций с принципиально новыми технологическими и эксплуатационными свойствами.

В работе использовались композиты на основе фторопласта-4, полученные смешением порошкообразного ПТФЭ с наноразмерным наполнителем и последующим таблетированием, и спеканием.

Наноразмерные наполнители были получены по технологии, описанной в [1-3]. Полученные нанокompозиты КоФП, КФП и ТФП использовались в качестве модификатора фторопласта-4 для оценки влияния нанокompозитов на свойства фторопласта-4 в условиях интенсивной пластической деформации материала в твердой фазе (плунжерная твердофазная экструзия - ТФЭ).

В качестве полимерной матрицы использовали суспензионный фторопласт-4 (ГОСТ 10007-80). Были приготовлены композиты в режиме механического смешения, таблетирования и спекания по традиционной технологии. Содержание модифицирующей добавки (КФП, ТФП и КоФП) составляет 0,05; 0,1; 0,5; 1,0; 5,0 масс.част. на 100 масс. част фторопласта-4.

В работе ТФЭ наномодифицированных полимерных материалов проводилась при температуре 473 К. Мерой деформируемости при ТФЭ является экструзионное отношение $\lambda_{\text{экс}}$ (степень обжатия). В работе использовалась фильера с экструзионным отношением $\lambda_{\text{экс}}=2,07$.

Образцы диаметром 5 мм. и длиной 15 мм., полученные литьем под давлением, подвергли твердофазной плунжерной экструзии (ТФЭ) при температурах $T_{\text{экс}}=298$ К и $T_{\text{экс}}=363$ К на экспериментальной установке типа капиллярного вискозиметра с загрузочной камерой диаметром 5 мм. Мерой деформируемости при ТФЭ является экструзионное отношение $\lambda_{\text{экс}}$ (степень обжатия). В работе использовались 3 фильеры с экструзионными отношениями $\lambda_{\text{экс}}=2,52$; $\lambda_{\text{экс}}=2,07$; $\lambda_{\text{экс}}=1,52$.

Измерялось давление, необходимое для твердофазной экструзии исследуемых наномодифицированных полимеров в зависимости от состава. Необходимое давление формования $P_{\text{ф}}$ определяли делением усилия формования $F_{\text{ф}}$ на площадь поперечного сечения заготовки. Скорость перемещения плунжера при выдавливании составляла 50 мм/мин.

На рис. 1 представлены диаграммы зависимости необходимого давления формования исходных и модифицированных материалов на основе фторопласта-4. Хорошо прослеживается влияние вносимых добавок на изменение необходимого давления формования.

При оценке качества поверхности экструдатов необходимо отметить, что метод ТФЭ при больших экструзионных отношениях позволяет получить экструдаты с более гладкой глянцевой поверхностью. Использование значительных степеней обжатия ведет к развитию механизма пластической деформации матрицы полимера во всем объеме образца [6].

Одним из качественных технологических параметров, которые необходимо учитывать при проведении ТФЭ является коэффициент разбухания экструдата (α), равный отношению диаметра экструдата к диаметру фильеры. Одной из основных задач при производстве изделий из полимерных материалов является достижение высокой размерной точности изделий. Проведенные исследования показали, что изменения коэффициента разбухания экструдата от внесения модификатора и от температуры экструзии минимально и составляет $<0,5\%$.

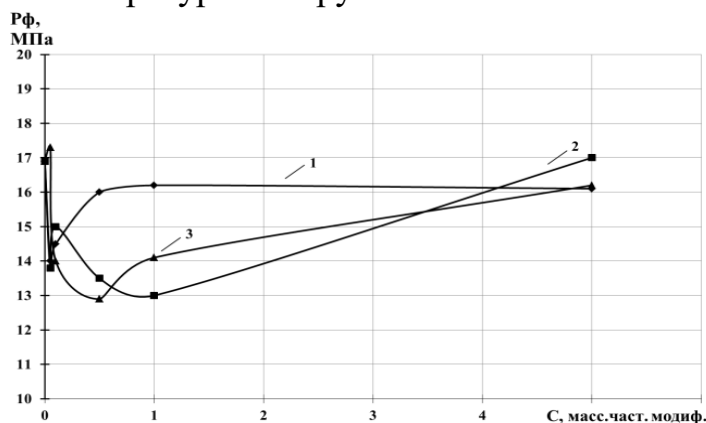


Рис.1. Диаграмма изменения необходимого давления формования $P_{ф}$ образцов модифицированного фторопласта-4, экструдированных при $\lambda_{экс}=2,07$ и температуре 473 К: Ф-4+КФП (1), Ф-4+ТФП (2) и Ф-4+КоФП (3) в зависимости от содержания модификатора.

Список литературы:

1. Бузник В.М., Фомин В.М., Алхимов А.П. и др. Металлополимерные нанокompозиты. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2005. Интеграционные проекты СО РАН. Вып. 2. 260 с.
2. Механохимические методы получения композитных материалов металл – керамика – политетрафторэтилен / О.И. Ломовский, А.А. Политов, Д.В. Дудина, М.А. Корчагин, В.М. Бузник // Химия в интересах устойчивого развития. 2004. № 12. С. 619-626.
3. Коробов М.С., Юрков Г.Ю., Козинкин А.В., Кокшаров Ю.А., Пирог И.В., Зубков С.В. и др. Новый наноматериал: металлосодержащий политетрафторэтилен // Неорганические материалы. 2004. Т. 40. № 1. С. 31-40.

ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ НАНОСИСТЕМЫ ИК-ПАН/Fe-Pd

Ковтун¹ А.В. студентка, Муратов² Д.Г.

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, cvetaevanja@rambler.ru

² Институт нефтехимического синтеза им. А.В. Топчиева РАН, Москва

Разработка способов получения наноматериалов с заданными свойствами является одной из приоритетных задач современного материаловедения.

Изучение особенностей формирования таких материалов, структурных характеристик и функциональных свойств наносистем в зависимости от условий получения является важной задачей, решение которой открывает возможности управления дисперсностью материалов и, как следствие, их свойствами [1].

Частицы наноразмерной бикомпонентной системы FePd обладают каталитической активностью, что обуславливает перспективность их практического применения [2].

В связи с этим целью работы являлось получение металл-углеродных систем с биметаллическими частицами FePd, изучение их свойств в зависимости от температуры ИК-пиролиза (200, 250, 300, 400, 500, 600, 700 °С).

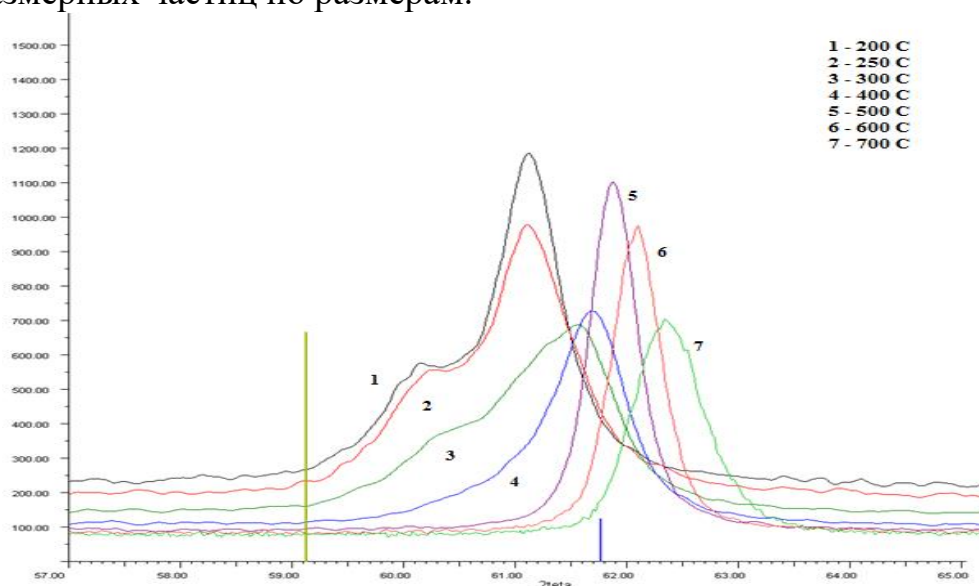
Метод получения нанопорошков, основанный на пиролизе органических и неорганических веществ, используемый в данной работе, является одним из наиболее рациональных путей получения нанопорошков с точки зрения перспектив их промышленного применения [3].

Металл-углеродный нанокompозит синтезирован методом термического разложения прекурсора под воздействием инфракрасного нагрева в установке Фотон. Прекурсор получен путем растворения ПАН, солей железа и палладия в растворе ДМФА и последующей сушки.

В ходе данной работы проведены исследования образцов методом рентгеновской дифрактометрии. Результат рентгеноструктурного анализа фазы палладия в металл-углеродных нанокompозитов, синтезированных в интервале температур 200 – 700 °С, представлен на рисунке 1.

Методом электронной дифракции проведен анализ качественного фазового состава порошков, который подтвердил данные рентгеновской дифракции.

По фотографиям, полученным методом электронной просвечивающей микроскопии (рисунок 2), проведены измерения размеров металлосодержащих частиц. На основе рассчитанных данных построены гистограммы распределения наноразмерных частиц по размерам.



Рису.1. Малоугловые линии нанокompозита ИК-ПАН/Fe/Pd.

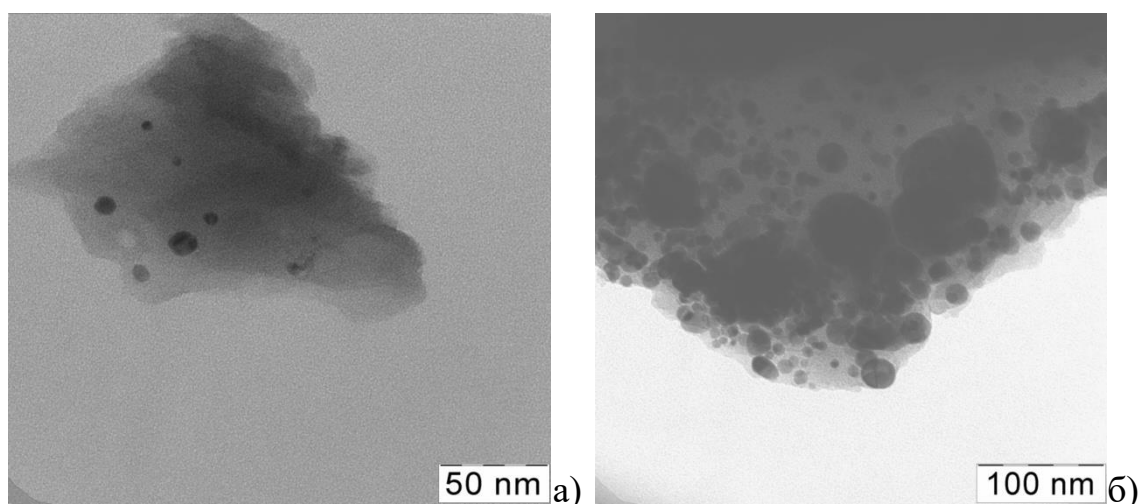


Рис.2. Микрофотографии частиц с ПЭМ JEM-1011 при температурах
а) 400 °С, б) 500 °С.

По разнице периодов решетки палладия в крупнокристаллическом и нанокристаллическом состояниях определена предполагаемая зависимость для нанодисперсных материалов, по которой выполнена количественная оценка состава образующейся металлической фазы.

На основании проведенных исследований сделаны следующие выводы:

- методом ИК-отжига получена металл – углеродная система С – Fe – Pd.
- показано, что металлические наночастицы имеют округлую форму и иммобилизованы в полимерную матрицу.
- показано, что с повышением температуры пиролиза увеличиваются размеры кристаллитов и наночастиц.
- определено, что в данной системе FePd при всех заданных температурах отжига образуется твердый раствор железа в палладии.
- установлено, что период решетки твердого раствора на основе ГЦК-Pd в нанопорошке ИК-ПАН/Fe/Pd меньше величины, характерной для крупнокристаллического ГЦК-Pd и уменьшается с увеличением температуры пиролиза.

Список литературы:

1. Рыжонков Д.И., Левина В.В., Дзидзигури Э.Л. Ультрадисперсные системы: получение, свойства, применение. Учеб. пособие. – М.: МИСиС, 2003.
2. Ефимов М.Н. Металл-углеродные нанокомпозиты на основе ИК-пиролизованного полиакрилонитрила и металлов платиновой группы: дис...канд. хим. наук. – М.: 2009. – 165 с.
3. Синтез и свойства композиционных наночастиц железо – благородный металл / Е.М. Семенова, С.А. Воробьева, Ю.А. Федотова, В.Г. Баев, А. И. Лесникович // Свиридовские чтения. – 2012.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И ДИСПЕРСНОСТИ НАНОПОРОШКОВ С-Co-Pd

Курцова¹ А.С. студент, Муратов² Д.Г.

¹- *Федеральное государственное автономное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, alyona-9494@yandex.ru*

²- *Институт нефтехимического синтеза им. А.В. Топчиева РАН, Москва*

Значительный интерес научных и технических кругов к изучению способов получения, структуре и свойствам наноразмерных систем обусловлен многообразием и уникальностью вариантов их практического применения. Металл-углеродные наноконпозиты занимают особое место, комплекс свойств которых определяется не только специфической электронной структурой полисопряженной системы, но и природой металла. К данным материалам в последние годы возрос интерес исследователей благодаря возможности их использования в зависимости от природы металла в системах информации, магнитно-резонансной томографии, в топливных элементах, в гетерогенном катализе [1 – 3].

Одним из таких материалов является металл-углеродный композит, полученный в условиях инфракрасного (ИК) отжига прекурсора на основе полиакрилонитрила (ПАН) и соединений металлов $CoCl_2 \cdot 6H_2O$ и $PdCl_2$. В связи с этим, целью данной работы являлось исследование фазообразования, дисперсности таких металл-углеродных нанопорошков С-Co-Pd в зависимости от температуры ИК-пиролиза [2].

Дисперсная система С-Co-Pd была получена методом термического разложения прекурсора под воздействием ИК-нагрева. Процесс синтеза заключается в получении совместного раствора ПАН и соединений металла, удалении растворителя и проведении предварительного и основного ИК-отжига. Нанопорошки были получены при различных температурах отжига: 200, 250, 300, 400, 500, 600, 700, 800 и 900 °С.

В ходе работы были проведены фазовый и элементный анализы, исследованы морфология и дисперсность образцов, определен состав твердого раствора.

Качественный фазовый анализ [3] показал, что образуется твердый раствор Со на основе Pd. При всех температурах в области углов $2\theta = 20 - 40^\circ$ наблюдается аморфное гало углерода. При более высоких температурах (700, 800 и 900 °С) наблюдается большое уширение пиков, практически их раздвоение, что говорит об образовании двух преимущественных составов твердого раствора. Рентгенограммы образцов, синтезированных при разных температурах, приведены на рисунке 1.

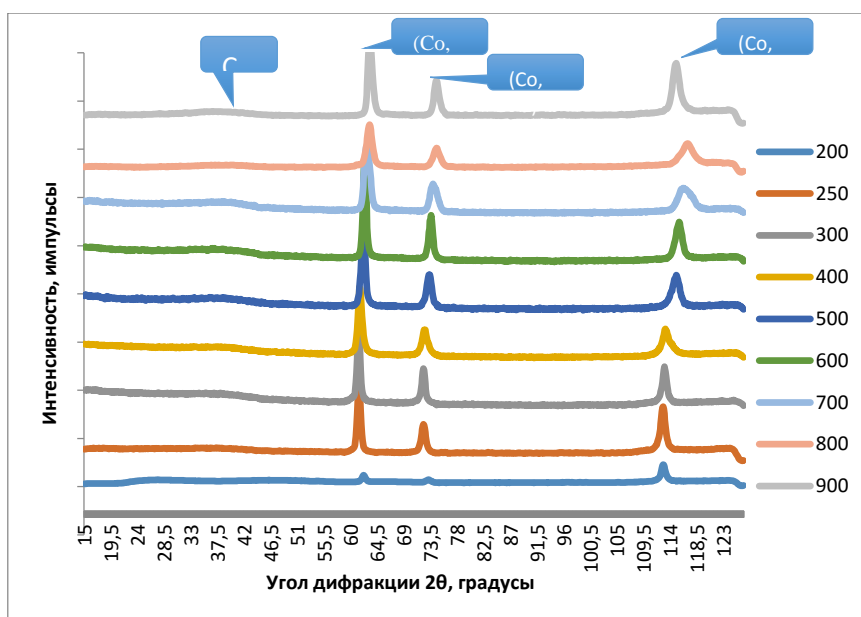


Рис.1. Дифрактограммы образцов CoPd.

На рисунке 2 представлено отражение от плоскости (111) образцов, синтезированных при разных температурах.

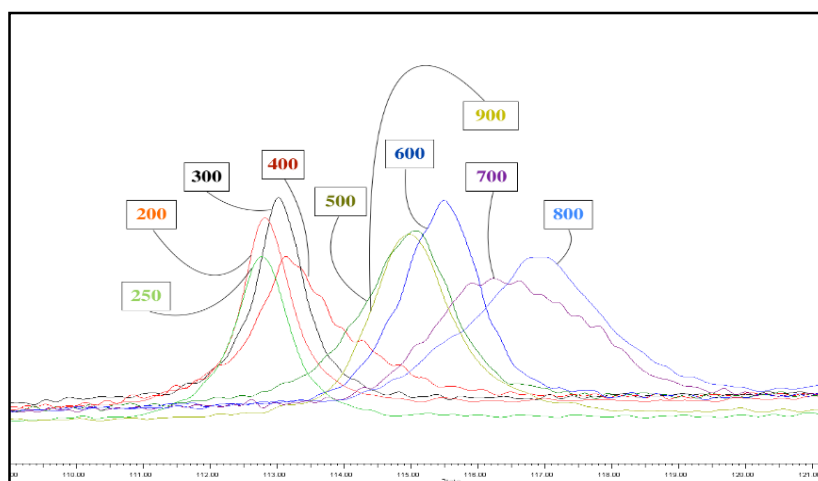


Рис.2. Отражение от плоскости (111) образцов, синтезированных при температурах 200, 250, 300, 400, 500, 600, 700, 800 и 900 °С.

Хорошо видно, что с увеличением температуры пиролиза дифракционный максимум смещается в сторону больших углов, в связи с чем можно говорить об уменьшении периода решетки вследствие увеличения концентрации кобальта в растворе [3].

В ходе исследования проведен расчет периодов решетки и размеров областей когерентного рассеяния. По разнице периодов решетки палладия в крупнокристаллическом и нанокристаллическом состояниях выполнена количественная оценка состава образующейся фазы твердого раствора.

Методом просвечивающей электронной микроскопии получены микрофотографии образцов, синтезированных при различных температурах ИК-отжига (рисунок 3).

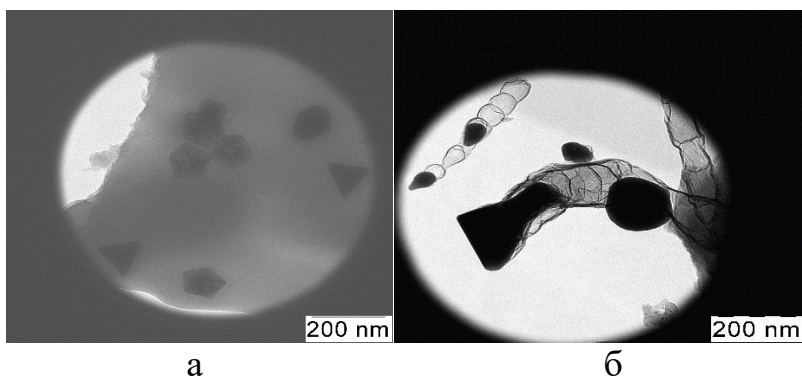


Рис.3. Микрофотография образца с температурой отжига: а) 300 °С; б) 700 °С.

По микрофотографиям методом случайных секущих рассчитаны размеры частиц, построены гистограммы распределения частиц по размерам (рисунок 4) [3].

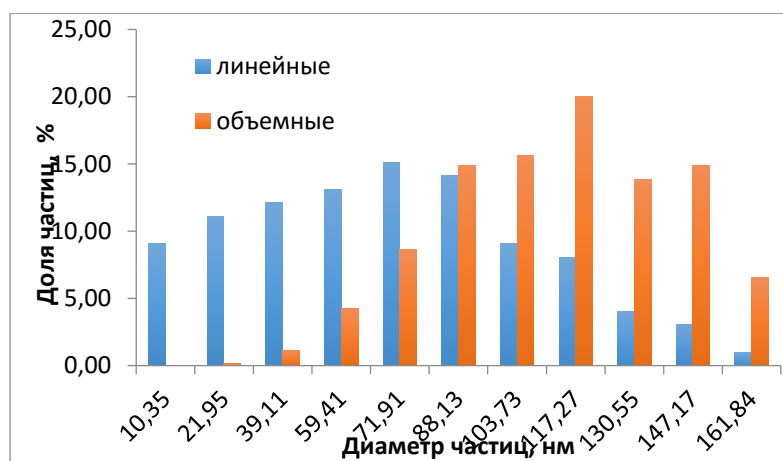


Рис.4. Гистограмма распределения частиц CoPd по размерам для образца, полученного при температуре 800 °С.

Список литературы:

- 1 Мальцев П.П. Нанотехнологии. Наноматериалы. Наносистемная техника. – М.: Техносфера, 2008.
- 2 Разработка основ технологии новых метало-углеродных нанокomпозитов и углеродного нанокристаллического материала под действием ИК-нагрева полимеров: автореф. дис. доктора тех. наук / В. В. Козлов. – Москва, 2009.
- 3 Векилова Г.В., Иванов А.Н., Ягодкин Ю.Д. Дифракционные и микроскопические методы и приборы для анализа наночастиц и наноматериалов: Учебное пособие. – М: МИСиС, 2009.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМА ВОССТАНОВЛЕНИЯ КИСЛОРОДОСОДЕРЖАЩИХ СОЕДИНЕНИЙ НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ХИМИЧЕСКОГО ДИСПЕРГИРОВАНИЯ

Виниченко Ю.П. студент

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», институт новых материалов и нанотехнологий, Москва,
vinika2007@mail.ru*

В настоящее время наиболее перспективной и быстроразвивающейся областью научных исследований является получение [1 – 5] и использование наноматериалов ввиду их уникальных свойств, обусловленных малым размером структурных составляющих. Наноразмерные структуры с различной морфологией (частицы, пленки, трубки) востребованы в таких быстро развивающихся видах человеческой деятельности, как микроэлектроника, медицина, катализ, энергетика и др.

Ультрадисперсные порошки на основе никеля находят применение в различных областях за счет хороших каталитических, магнитных и трибологических свойств [6].

Несмотря на то, что металлические наночастицы являются объектами исследования уже на протяжении многих лет, нельзя однозначно сказать, что описание процессов, происходящих при их формировании, описано в полном объеме. Также до сих пор существует проблема управления дисперсностью и формой частиц, несмотря на большое число методов получения ультрадисперсных порошков. Таким образом, основной целью данной работы является изучение механизма восстановления наноразмерного гидроксида никеля до металла.

При получении образцов гидроксида никеля методом химического осаждения варьировались следующие параметры: температура, кислотность среды и тип отмывки. Термостатирование проводилось при температурах 15, 20, 30 и 45 °С, значения рН изменялись в пределах 8 – 10, а в качестве отмывки использовались ультразвук, центрифуга и декантация. Образцы металлического никеля были получены из гидроксида никеля при различных температурах (200, 220, 280 °С) и времени восстановления (15, 30, 45, 60, 90, 120 минут).

Методом рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии был определен фазовый состав порошков гидроксида никеля, которые состоят из фазы $\text{Ni}(\text{OH})_2$ с гексагональной решеткой, и порошков после восстановления, которые состоят из фаз $\text{Ni}(\text{OH})_2$ и Ni . Удельная поверхность частиц определена методом низкотемпературной адсорбции азота. С помощью просвечивающей электронной микроскопии исследована морфология образцов до и после восстановления, а также построены гистограммы распределения частиц по размерам и определены средние диаметры пластинок. На рисунке 1 видно, что частица гидроксида никеля состоит из нескольких тонких пленок. По

совокупности данных микроскопии, рентгеновской дифрактометрии и адсорбции была предложена модель структуры агрегата $\text{Ni}(\text{OH})_2$, а также проведена оценка количества частиц гидроксида никеля, необходимого для формирования одной наночастицы никеля.

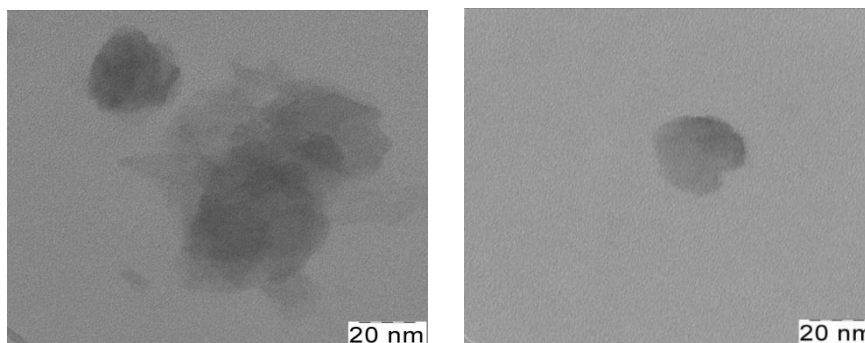


Рис.1. Микрофотографии гидроксида никеля.

Список литературы:

- 1 Buesser B., Pratsinis S. Design of Nanomaterial Synthesis by Aerosol Processes // Annu Rev. Chem. Biomol. Eng. – 2012. – P. 1 – 28.
- 2 Keshril A.K., Agarwal A. Plasma Processing of Nanomaterials for Functional Applications // Nanoscience and Nanotechnology Letters. – 2012. – P. 228 – 250.
- 3 Wankhede P., Sharma P. K., Jha A.K. Synthesis of Copper Nanoparticles through Wire Explosion Route // Int. Journal of Engineering Research and Applications. – 2013. – P. 1664 – 1669.
- 4 Production of Oxidation-Resistant Cu-Based Nanoparticles by Wire Explosion / G. Kawamura, S. Alvarez, I.E. Stewart, M. Catenacci, Z. Chen, Y.H. Ha // Scientific Reports. – 2015. – P. 1 – 8.
- 5 Fabrication of ZnO nanorods by simplified spray pyrolysis / S. Aydin, G. Turgut, M. Yilmaz, M. Ertugrul // Fabrication of ZnO nanorods by simplified spray pyrolysis. – 2011. – P. 1 – 3.
- 6 Yang S., Dengteng G.E. The Investigation of Iron Oxide Nanoparticles as a Novelty for Smart Windows // Materials Science and Engineering. – 2014. – P. 1 – 7.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ В СВС МАТЕРИАЛАХ

Чижиков А.П., аспирант, Бажин П.М., Столин А.М.

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
Российской академии наук, Черногловка, chij@ism.ac.ru*

Перспективным методом для получения длинномерных изделий на основе керамических материалов является СВС-экструзия. Этот метод сочетает в себе процессы синтеза материала в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и последующее интенсивное пластическое

деформирование. Такое сочетание позволяет получать длинномерные изделия в одну технологическую стадию.

СВС-материалы в интересующей области высоких температур представляют собой специфические реологические объекты. Они уже не являются совокупностью отдельных частиц, а обладают непрерывным связанным каркасом, пропитанным большим количеством разнообразных по размеру пор, напоминая своим видом губку. Структура каркаса может формироваться непосредственно в волне горения или далеко за ее пределами. Последнее является причиной протекания процессов формирования конечной структуры материала и после окончания процесса горения, что служит предпосылкой изменения таких структурно-чувствительных свойств материала, как вязкость, упругость и пластичность. От длительности процесса и глубины процессов структурных превращений, может изменяться степень нелинейности реологического поведения, но и проявляться комбинация этих различных свойств.

В технологической практике СВС-экструзии возможно проявление различных реологических эффектов, которые ранее наблюдались при экструзии полимерных материалов. В настоящем докладе пойдет речь об синтезе и экструзии керамического материала на основе системы $V_2O_3 - Cr_2O_3 - Al$. В результате горения указанной системы в режиме СВС образуется материал, состоящий из оксида алюминия с распределенными в нем частицами борида хрома. Далее синтезированный материал экструдировался в матрицу с диаметром выходного отверстия 3 мм.

В результате экструзии был получен полый электрод с толщиной стенки 1-2 мм, фотографии образца приведены на рисунке 1.

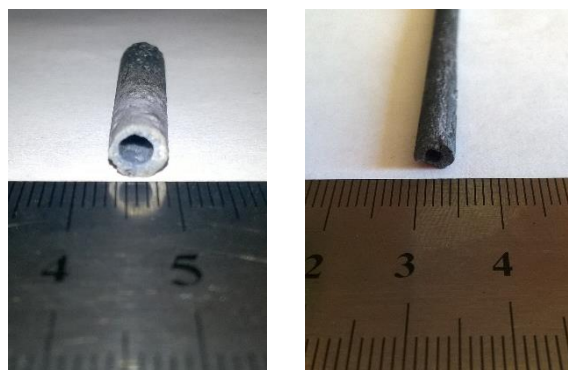


Рис.1. Внешний вид полученного электрода.

Авторы полагают, что данное явление основано на эффекте разбухания струи: большой объем пластичного материала попадая в отверстие малого диаметра накапливает в себе упругую деформацию, затем при выходе из отверстия возникающие нормальные напряжения растягивают материал, который кристаллизуется на стенках холодного калибра. За счет того, что диаметр калибра больше, чем выходное отверстие матрицы, в сочетании с

течением под давлением, материал не способен заполнить весь объем калибра, в результате чего образуется полость.

В ходе экструзии были получены электроды диаметром 4 и 6 мм с внутренним диаметром 2 и 3 мм соответственно в зависимости от используемого калибра.

Работа выполняется по проекту РФФИ № 16-38-00937.

ХИМИЧЕСКОЕ И МЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ НЕПОСРЕДСТВЕННО В МЕСТАХ ИХ СЛУЖБЫ

Суров¹ В.А. школьник, Классен² Н.В.

¹- Физмат лицей, Сергиев Посад

²- Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка

Цель работы: Исследовать процессы локального деформирования поверхностей металлов и массопереноса, индуцированного деформированием, для разработки технологий механического упрочнения, повышения антикоррозионного и химического сопротивления, противодействия обледенению, формирования специальных микрорельефов для минимизации жидкостного и газового трения. Все указанные технологии должны быть работоспособны в широком диапазоне внешних сред, включая обработку на открытой местности и под водой.

Актуальность темы: Микропроцессы локального деформирования поверхностных слоев твердых тел и массопереноса инородных веществ с поверхности вглубь материала, индуцированного деформированием, пока еще мало исследованы. Поэтому данный проект вносит определенный вклад в понимание фундаментальных закономерностей, определяющих приповерхностные свойства материалов, которые с развитием наноструктур приобретают все большее значение. С другой стороны, обширный диапазон применения различных металлоконструкций в большинстве случаев требует улучшения эксплуатационных характеристик их поверхности. Помимо традиционного механического упрочнения это относится к повышению антикоррозионной и химической стойкости, борьбы с обледенением, формирования поверхностей со специальными микрорельефами для снижения сопротивления жидкостным и газовым потокам в трубопроводной и авиационно-космической технике, судостроении и т.д. В условиях континентального климата России с большими перепадами температур как от сезона к сезону, так и между днем и ночью усиление механической и антикоррозионной прочности поверхностей металлоконструкций непосредственно в месте их службы имеет особое значение. Весьма важными эти вопросы становятся на фоне

расширяющихся работ по освоению Арктики. Например, весьма актуальна антикоррозионная обработка трубопроводов или кораблей, антиобледенительная обработка электропередач и летательных аппаратов непосредственно в полевых условиях и т.д.

Использованные методики. Обкатка поверхностей шариковыми инструментами, оптическая микроскопия структурных изменений материалов в процессе и после обкатки, регистрация акустического излучения, генерируемого обкаткой.

Полученные результаты. Разработана новая конструкция установки для обкатки поверхностей сложных профилей с возможностью инжестрирования в приповерхностный слой легирующих химических веществ непосредственно в процессе обкатки и изготовлен ее макетный вариант. Зарегистрирована соответствующая заявка на патент РФ (№2016116870 от 29.04.2016).

Разработан лабораторный вариант установки обкатки поверхности твердых тел с возможностью инжестрирования легирующих веществ в приповерхностный слой и регистрации акустического излучения с видеозаписью микрокартин обрабатываемой поверхности непосредственно в процессе обкатки.

Обнаружено новое явление многократно ускоренного проникновения легирующих веществ с поверхности внутрь материала при обкатке, соответствующего аномально высокому коэффициенту диффузии.

Экспериментально доказана возможность внедрения обкаткой в приповерхностный слой и надежного закрепления в нем химических веществ, существенно улучшающих эксплуатационные характеристики поверхности (например, водоотталкивающих свойств посредством внедрения тефлона).

Экспериментально доказано повышение химической (в том числе антикоррозионной) стойкости металлоконструкций посредством обкатки.

Экспериментально доказана возможность формирования на поверхности периодических рельефов с управляемыми характеристиками путем обкатки с подбором скорости и силы давления обкатывающего инструмента.

Обсуждение результатов и выводы. При шариковой обкатке твердых тел в приповерхностном слое генерируется кругооборот материала: в то время, как одни атомы с поверхности внедряются внутрь, другие изнутри выталкиваются на поверхность. Если на поверхности размещено инородное вещество, оно переносится обкаткой в более глубинные слои. Этот процесс наглядно продемонстрирован на модельном кристалле иодида цезия, при обкатке которого молекулы акварельной краски с поверхности были перемещены на глубину порядка 50 микрон, что при обычном процессе диффузии соответствовало бы увеличению коэффициента диффузии не менее чем в миллион раз. В результате обкатки в приповерхностном слое формируется плавно спадающее от поверхности в глубину распределение легирующего компонента. Это позволяет производить существенное модифицирование эксплуатационных характеристик приповерхностных слоев материала (отталкивания воды внедрением тефлона или других гидрофобных молекул, механическое упрочнение внедрением атомов углерода или других упрочняющих элементов, формирование слоя с

измененным типом проводимости и образование глубоких p-n переходов в случае полупроводников и т.д.).

В результате разглаживания шариковой обкаткой существенно повышается антикоррозионная стойкость поверхности стали. Это объясняется, в частности, тем, что окисляющим молекулам гораздо труднее задерживаться на наноскопически гладкой поверхности на время, необходимое для процесса окисления.

При повышении скорости обкатки и увеличении нагрузки на обкатывающий шарик релаксация системы структурных дефектов, создаваемых движением шарика, перестает успевать за шариком, который в этом случае перекачивается через образованный им навал на ровную поверхность и начинает формировать новый навал. Таким образом на поверхности формируется периодический рельеф выступов и впадин, параметры которого (высота выступов и период между ними) могут регулироваться скоростью шарика и давлением на него в диапазоне от нескольких микрон до нескольких миллиметров. В том случае, когда в условиях формирования подобного рельефа на поверхность наносится легирующий элемент, распределение этого элемента в приповерхностной области также становится периодическим. Это позволяет в широких пределах регулировать технические характеристики материала. Например, при обкатке стали с углеродом возможно формирование аналога дамасской стали. Для полупроводниковых или оптических материалов это позволяет экономичными способами создавать новые типы микросхем, фотонных кристаллов и т.д. При формировании периодического рельефа пьезоэлектрический датчик, установленный на обкаточном инструменте, регистрирует акустические колебания, по амплитуде и частоте которых можно определять непосредственно в процессе обработки высоту и период рельефа.

Важно отметить, что и форма профиля обкатываемой поверхности, и внутренняя морфология приповерхностного слоя определяются большим количеством поддающихся регулировке параметров - скорости движения обкатывающего инструмента, силы давления его на поверхность, радиуса кривизны шарика или ролика и т.д. Имеется обширный набор возможностей управления характеристиками поверхности и приповерхностного слоя. Сравнительно просто поддается регулировке периодичность и глубина модуляции профиля поверхности, которые можно контролировать по частоте и амплитуде генерируемых обкаткой акустических колебаний. Например, это полезно для придания подводным поверхностям кораблей профилей, снижающих сопротивление воды (по типу кожи акулы).

Особо следует подчеркнуть, что все перечисленные выше улучшения металлоконструкций могут быть выполнены в полевых условиях непосредственно в местах их службы. Это преимущество принципиально, т.к. подавляющее большинство методик такого назначения требуют специальных заводских условий по температурному режиму, атмосфере и т.д. А наша технология может работать даже под водой.

Список литературы:

1. Скворцов А.И. Основы механической обработки заготовок и инструментальные материалы, учебное пособие, Киров, изд-во ВятГУ, 2010.2.
2. Классен Н.В., Классен Е.Н., Мышляев М.М., Суров В.А. и др. Модифицирование структуры и свойств материалов динамическим деформированием с химическим массопереносом. Труды Международной конференции по технической акустике, стр. 143-146, Витебск, сентябрь 2016.
3. Галиева М. А., Крохалев О. Д., Суров В.А., Классен Н.В., Классен Е.Н. «Устройство для масштабной обкатки поверхностей усложненных форм», патентная заявка РФ на полезную модель № 2016116870 от 29.04.2016.

ПРЕОБРАЗОВАНИЯ СТРУКТУРЫ РАСТИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ РАЗДЕЛЕНИЕ НА ПОЛЕЗНЫЕ КОМПОНЕНТЫ

Салганская¹ Я.Е. школьница, Классен² Н.В.

¹- Средняя школа № 82, Черноголовка

²- Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка

Данная работа ставит две главные цели: 1) получить дополнительную информацию о природе структурных преобразований, происходящих в растительных материалах древесного происхождения как при внешних воздействиях, так и за счет их внутренней жизнедеятельности; 2) исследовать возможности экологически чистого разделения растительных материалов на компоненты, применяемые на практике. Имеющая практическую направленность вторая задача касается прежде всего целлюлозы – одного из главных компонентов деревьев и других растений, которая в больших количествах используется для производства бумаги, упаковочных материалов, шинного корда, разных видов конструкций специального назначения. В настоящий момент наиболее распространенный процесс получения целлюлозы состоит в химическом разделении двух основных компонентов древесины – целлюлозы и лигнина. Это производится посредством варки измельченной древесины в химически агрессивных водных растворах сульфитного или щелочно-сульфатного составов, в которых волокна целлюлозы сохраняются, а лигнин растворяется. Но в результате этого, помимо несомненно полезной целлюлозы, образуются большие объемы токсичных отходов, наносящих серьезный вред окружающей среде. По этой причине местность вокруг целлюлозно-бумажных комбинатов отличается сильно испорченной экологией. Не случайно руководством нашей страны принято решение о закрытии Байкальского ЦБК, представляющего собой серьезную угрозу экологическому состоянию озера. Кроме того, вокруг предприятий, производящих целлюлозу,

накапливаются горы химически загрязненного лигнина, утилизация которого представляет серьезную проблему. Помимо нерационального использования значительной территории эти отходы при взаимодействии с компонентами окружающей среды также образуют токсичные вещества, загрязняющие грунтовые воды.

По этой причине многими лабораториями ведется активный поиск альтернативных способов разделения целлюлозы и лигнина, не наносящих среде столь большого вреда. Среди них наиболее известен взрывной автогидролиз, когда измельченная древесина в течение нескольких минут обрабатывается потоком сильно нагретого водяного пара. При этом за счет бурного вскипания воды, содержащейся внутри древесины, она превращается в рыхлую массу, где целлюлоза и лигнин механически разделяются. Но этот метод требует нагрева пара до относительно высокой температуры (более 230 градусов Цельсия), что увеличивает энергозатраты и усложняет технологическое оборудование. Кроме того, остаются большие объемы лигнина, с трудом поддающегося утилизации.

Нами апробирован новый способ отделения целлюлозы, когда водная суспензия механически измельченной древесины облучается достаточно интенсивным лазером. В этих экспериментах применялись полупроводниковые лазеры с длинами волн 633 (красный), 532 (зеленый) и 445 (синий) длинами волн и оптическими мощностями от 150 мВт до 400 мВт. Изучалась древесина ели. Изменения в морфологии суспензии во время и после облучения регистрировались через поляризационно - оптический микроскоп видеокамерой. В результате были установлены следующие факты: а) лазерное облучение инициирует растворение лигнина в воде, но практически не изменяет волокна целлюлозы. По этой причине фрагменты еловых веточек с исходной толщиной порядка 3 мм, которые до начала облучения были не прозрачны, после нескольких минут лазерной обработки становятся все более прозрачными за счет перехода лигнина в раствор. Проявившаяся при этом волокнистая структура демонстрирует сильную оптическую анизотропию; б) после высыхания помещенных на предметное стекло микроскопа капелек раствора, образовавшегося в результате лазерного удаления лигнина из древесины, на стекле образовывались ограненные кристаллиты с поперечными размерами в несколько десятков микрометров. В этих кристаллитах также наблюдается сильная оптическая анизотропия; в) при воздействии такого типа лазера на водную суспензию с частицами лигнина, получившимися в результате традиционной варки древесины, наблюдалось измельчение частиц лигнина от исходного размера порядка 100 – 300 микрометров до микронного и даже субмикронного; г) измельченные таким образом частицы лигнина под действием лазерного луча, направленного через суспензию вертикально снизу вверх, перераспределяются в суспензии с образованием периодических структур с периодами от 10 до 50 микрометров. Такая периодичность определяется по дифракционной картине, которую лазерный пучок, прошедший через суспензию, формирует на экране, размещенном на расстоянии 2 – 3 метра от кюветы с изучаемой суспензией.

Эффективное растворение лигнина в воде под действием лазера можно объяснить тем, что на границе между лигнином и водой образуется двойной слой из адсорбированных ионов, в котором действует сильное электрическое поле. Это поле вызывает усиленное поглощение лазерного излучения поверхностью лигнина, которое приводит к разрушению приповерхностных молекул и переходу их остатков в раствор. Участие воды в лазерном разрушении лигнина подтверждается тем, что при облучении его частиц таким же лазером, но без воды разрушение лигнина не наблюдается. Измельчение частиц лигнина в таких же условиях объясняется тем, что при попадании лазерного излучения в углубление на поверхности частицы за счет концентрирования поглощенной световой энергии углубление разрастается внутрь частицы. Испаряемая в нем при поглощении вода создает расклинивающее давление, которое приводит к растрескиванию лигнина. В конечном итоге, масса частиц за счет лазерного измельчения становится настолько малой, что давление, возникающее при воздействии лазера на их поверхность, оказывается достаточным для их перемещения. Так как изучаемые частицы для света таких длин волн непрозрачны, этим давлением они будут выталкиваться в зоны с минимальной интенсивностью света. Эти зоны образуются в областях теней от частиц, первыми встречающих лазерный поток. В результате формируются микроцилиндрические скопления частиц, оси которых параллельны лазерному потоку. Расстояния между соседними цилиндрами будут определяться балансом между двумя факторами: вызванным лазером давлением и стремлением частиц разойтись за счет диффузионного теплового движения. Чем больше интенсивность лазера, тем больше прижимающее частицы друг к другу давление и тем мельче поперечные размеры их скоплений и расстояния между микроцилиндрами. Таким путем можно образовывать из лигнина периодические микроструктуры с масштабами порядка световых длин волн, которые будут играть роль фотонных кристаллов для управления световыми потоками. Еще один полезный результат лазерного воздействия на древесину обнаружился в том, что фрагменты лигнина, растворенные в воде, после высыхания раствора образуют прозрачные и чистые кристаллиты ванилина и фенола, которые широко применяются в кулинарии, фармацевтике, производстве конструкционных материалов.

Известно, что в зеленых листьях или стеблях травы также содержится много целлюлозы (до 25 % веса), которая образует межклеточные стенки. Но количество лигнина там минимально и поэтому выделение целлюлозы из зеленой массы должно происходить гораздо проще по сравнению с выделением из древесины. Для проверки этого мы проводили растирание зеленых листьев и елочных иголок в воде. И действительно после нескольких минут растирания в водной суспензии обнаруживались оптически анизотропные волокна целлюлозы. Кроме того, отделенные от целлюлозы компоненты зеленой массы после высыхания раствора формировали цепочечной формы скопления, в которых, вероятно, концентрируются белки и другие полезные для питания людей и животных биоконпоненты. Изучение зависимости содержания этих

компонентов от состояния листьев (свежесорванные, высушенные, пожелтевшие на дереве и т.д.) показало, что в сорванных зелеными и после этого высохших листьях волокна целлюлозы сохраняются, в то время как в пожелтевших на дереве они разлагаются на оптически анизотропные микрочастички, которые предположительно являются закристаллизованными сахарами.

Таким образом, оптическими наблюдениями процессов преобразования растительных материалов показано, что лазерное облучение водных суспензий измельченной древесины экологически чистым путем отделяет целлюлозу от лигнина, создает чистые кристаллиты ванилина и фенола, востребованные многими отраслями промышленности, а также способно формировать фотонные кристаллы для управления световыми потоками. Механическая переработка листьев, хвои, травы перспективна для экономичного получения целлюлозы из быстро воспроизводимого сырья и формирования белков, сахаров и других питательных веществ.

О ВЛИЯНИИ ДОБАВОК НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ОГНЕУПОРНЫХ АЛЮМОСИЛИКАТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Капустин Р.Д. молодой ученый

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

В настоящее время существуют следующие основные мировые тенденции в производстве огнеупорных материалов:

- повышение требований к качеству и стойкости материалов;
- применение особо чистого и синтетического сырья;
- увеличение доли безобжиговых неформованных огнеупоров в общем объеме производства (до 50% от всего объема выпуска огнеупоров и более), снижающих трудоёмкость работ и удешевляющих ремонт;
- разработка новых материалов и технологий их производства для увеличения срока службы тепловых агрегатов и удешевления ремонтных работ;

Настоящая работа посвящена исследованиям физико-механических свойств и огнеупорности новых модификаций огнеупорных материалов с улучшенными физико-химическими, механическими и эксплуатационными характеристиками.

Цель работы – на основании экспериментальных исследований определить свойства новых огнеупорных материалов и выявить наиболее перспективные из них для изготовления изделий, подвергаемых прямому воздействию сверхвысоких температур, факелов горелок и т.п.

Получение огнеупоров с более высокими характеристиками и большей температурой применения позволит существенно повысить стойкость таких проблемных элементов печей, как горелочные камни, дефлектора, балки.

Методика экспериментов предусматривала изготовление образцов из огнеупорных керамических материалов, их обжиг до $T=1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим исследованием их физико-механических характеристик и изменений структуры.

На первом этапе экспериментов исследовались корундовые материалы, в том числе с применением электроплавленного корунда (№1) и высокочистого Al_2O_3 (№2).

Образец №3 был изготовлен на основе табулярного корунда, представляющего собой крупнокристаллические гранулы, обожженные при температуре 1950°C . Такой корунд носит название «табулярный» (пластинчатый), так как его кристаллы имеют пластинчатую форму и размер от 50 до 150 мкм.

Образцы №4 и №5 были изготовлены на основе электроплавленного корунда с добавками микрофибры: базальтовой и углеродной соответственно.

Таблица 1 - Номенклатура корундовых образцов для испытаний.

№ образца	Форма и размеры, мм; $S_{\text{осн}}$, мм ²	Марка, состав	Масса, гр
1	Куб (100×100×100) $S_{\text{осн}}= 10000$	ВБФ 1700К (электроплавленный корунд)	2360
2	Куб (100×100×100) $S_{\text{осн}}= 10000$	ВБФ 1700К Sintal F280 (электроплавленный высокочистый корунд)	2610
3	Куб (100×100×100) $S_{\text{осн}}= 10000$	ВБФ 1700К Coral F280 (табулярный корунд)	2620
4	Куб (100×100×100) $S_{\text{осн}}= 10000$	ВБФ 1700 К (с микрофibrрой базальтовой)	2610
5	Куб (100×100×100) $S_{\text{осн}}= 10000$	ВБФ-1700КУ (с микрофibrрой углеродной)	2380

После термообработки до температуры 1600°C линейная усадка всех образцов составила не менее 6%. Наибольшие изменения размеров до 9% зафиксированы на образце №5 с добавкой углеродной микрофибры, что связано с её выгоранием при воздействии сверхвысоких температур.

На втором этапе экспериментов исследовались корундовые материалы с добавкой периклаза (MgO).

Образцы подвергались термообработке до максимальной температуры 1600°C . Линейная термическая усадка всех корундово-периклазовых образцов составила не более 2%.

На третьем этапе исследований были изготовлены образцы размером 50×50×50 мм и проведена оценка прочностных свойств различных составов, в том числе после термообработки при различных температурах.

Таблица 2 - Номенклатура корундово-периклазовых образцов для испытаний.

№ образца	Форма и размеры, мм; $S_{очн}, \text{мм}^2$	Марка, состав	Масса, гр
6	Куб (100×100×100) $S_{очн}= 10000$	КП10 (с периклазом)	2730
7	Куб (100×100×100) $S_{очн}= 10000$	КП10т (с пониженным содержанием связующего)	2830
8	Куб (100×100×100) $S_{очн}= 10000$	КП15 (с повышенным содержанием периклаза)	2650

Также исследовались изменения структуры материалов при воздействии различных температур.

1. В результате экспериментальных исследований образцов было установлено:

- изделия из неформованных огнеупорных материалов на основе Al_2O_3 (электрокорунд) способны работать при температурах не менее 1600°C без оплавления и разрушения. При этом, в результате воздействия высоких температур и синтеза новых соединений значительно увеличиваются их прочностные свойства и износостойкость.

- линейная термическая усадка корундовых неформованных огнеупоров (независимо, используется табулярный, электроплавленный или сверхчистый корунд) при температуре до 1600°C составляет порядка 6-7%.

- введение углеродной микрофибры позволяет уменьшить массу и плотность корундовых огнеупоров, но одновременно происходит увеличение линейной термической усадки до 9% при 1600°C вследствие выгорания фибры.

- введение периклаза в корундовые огнеупоры порядка 5-10% по массе позволяет снизить линейную термическую усадку при 1600°C до 2%.

- При введении 15-20% периклаза по массе, линейную усадку можно снизить до 1% и менее, однако это приводит к значительному ухудшению технологических свойств материала при его применении (слишком быстрое отверждение) вплоть до невозможности изготовления огнеупорных изделий сложных форм и больших объёмов

2. Результаты прочностных испытаний показали, что прочность корундовых и корундово-периклазовых огнеупоров после термообработки до 1600°C как правило возрастает на 35-50%. Кроме того, отмечено значительное увеличение износостойкости и стойкости к механической обработке.

3. Рентгеноструктурный анализ экспериментальных корундово-периклазовых образцов показал, что после нагрева до 1600°C , под воздействием высоких температур образуется тридимит и шпинель, вследствие чего увеличивается прочность и износостойкость, при этом образцы изменяют цвет с бело-голубого на оранжево-коричневый.

4. Поскольку разработанные огнеупорные материалы являются неформованными, применяются по заливной технологии, имеют высокую

рабочую температуру и не требуют ни вибро, ни прессового оборудования, то их применение высокоэффективно в таких проблемных элементах печей, как горелочные камни, дефлектора, балки и др.

Разработанные огнеупоры могут применяться в качестве ремонтных составов при горячих ремонтах на работающих тепловых агрегатах без их остановки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №14-08-00866_a.

НАНЕСЕНИЕ ЭЛЕКТРОИЗОЛЯЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ДЕТАЛИ АВТОМОБИЛЕЙ

***Пашин Ю.Ю. магистрант, Кобзев Д.Е., Хабаров С.Н., Глазков Ю.Е.,
Кольцова О.В.***

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

Все большее применение в ремонтном производстве находят полимерные материалы. Сущность процесса заключается в том, что на изношенные металлические поверхности детали наносятся тонкослойные пластмассовые покрытия. Нанесение покрытий осуществляют напылением. Применяют газопламенное, вихревое или вибрационное напыление. Материалами служат полимеры, которые подразделяются на три большие группы пластики, эластомеры и волокна.

Применение полимерных материалов при ремонте автомобилей по сравнению с другими способами позволяет снизить трудоемкость восстановления на 20...30%, себестоимость ремонта — на 15...20%, расход материалов — на 40...50%. Это обусловлено следующими особенностями их использования: не требуется сложного оборудования и высокой квалификации рабочих; возможностью восстановления деталей без разборки агрегатов; отсутствие нагрева детали; не вызывает снижения усталостной прочности восстановленных деталей; во многих случаях позволяет не только заменить сварку или наплавку, но и восстанавливать детали, которые другими известными способами восстановить невозможно или опасно с точки зрения безопасности труда; позволяет миновать сложные технологические процессы нанесения материала и его обработку.

В работе предлагается использовать порошок СВМПЭ для термического нанесения ремонтных и электроизоляционных покрытий в виду комплекса его эксплуатационных свойств и широкого спектра технологического применения:

специфические свойства СВМПЭ обуславливают и его особые области применения там, где обычные марки ПЭВП и других термопластов не выдерживают жестких условий эксплуатации СВМПЭ, во многих случаях заменяет металл (сталь, бронзу) и ряд других материалов, например, фторопласты. Одновременно СВМПЭ в промышленности выпускается в виде порошка, что и требуется в качестве исходного сырья для реализации процесса газопламенного напыления и, следовательно, не вызовет дополнительных трудностей при реализации технологического процесса.

Были проведены эксперименты по термическому нанесению порошка СВМПЭ на крыло автомобиля. По существующей технологии металл в зоне ремонта необходимо разогреть до температуры на 20 – 50 градусов выше температуры плавления СВМПЭ, которая составляет 160 ° С. При этом на лакокрасочном покрытии образовывалась дефектная область. А на поверхности непрогретого металла порошок СВМПЭ не образовывал равномерное покрытие. Следовательно, данная технология не подходит для нанесения покрытий на окрашенные поверхности кузова. Принципиально новым решением стало решение приготовления раствора полимера с порошком СВМПЭ. Раствор наносится на обрабатываемый участок, разогревается и плавится строительным феном. Далее по необходимости наносится дополнительное количество порошка СВМПЭ и расплавляется до образования ровной плоскости с кузовной деталью. После этого нанесенный материал механически обрабатывается и готовится к покраске.



Рис.1. Нанесенное покрытие с предварительной обработкой раствором полимера

Список литературы:

1. Паниматченко А.Д. Переработка пластмасс, изд. Профессия, Спб 2005.
2. Карякина М.И., Попцов В.Е. Технология полимерных покрытий: Учебное пособие для техникумов. – М.: Химия, 1983 – 336с., ил.
3. Яковлев А.Д., Здор В.Ф., Каплан В.И. Порошковые полимерные материалы и покрытия на их основе. Л., Химия, 1979. 254 с.
4. Мохов Н.Н. Применение газопламенного напыления полимерных материалов в авторемонтном производстве / Н.Н. Мохов, А.М. Копичников // Магистратура ТГТУ. Сборник научных статей. Выпуск 41 – Тамбов: Изд-во Першина Р.В., 2015. - с. 104-106.

5. К.Е. Перепелкин – Современные химические волокна и перспективы применения их в промышленности / Российская химия, том XLVI, №1 – 2002г.
6. Техническое обслуживание и ремонт автомобилей: методические указания / сост: Ю.Е. Глазков, А.В. Прохоров, А.О. Хренников. – Тамбов: Изд-во ГОУ ВПО ТГТУ, 2011. – 24 с. – 100 экз.

ПРИМЕНЕНИЕ РАСТВОРОВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РЕМОНТЕ ПОЛИМЕРНЫХ ДЕТАЛЕЙ АВТОМОБИЛЕЙ И ЛОКАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОИЗОЛЯЦИИ

Тужилкин Д.В. магистрант, Кобзев Д.Е., Хабаров С.Н., Ломакина О.В., Воробьев А.М.

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

Перспективным методом ремонта полимерных деталей автомобилей и другой техники является применение раствора полимерного материала, в том числе содержащим модифицирующие вещества для повышения их надежности.

Реализация разработанного технологического решения позволит значительно упростить процесс ремонта полимерных деталей автомобилей и создаст возможность восстановления деталей со значительными дефектами, в том числе с отсутствием фрагментов.

В качестве аналога разрабатываемой технологии в работе рассмотрена технология ремонта полимерного бампера плоскими электродами.

Область применения модифицированных плоских полипропиленовых (РР) электродов достаточно широка. В первую очередь они были предназначены для ремонта бамперов с такими дефектами как трещины, разломы и разрывы.

В данной технологии применяется следующее оборудование:

1. Фен электрический с возможностью регулировки, как температуры нагнетаемого воздуха, так и возможностью плавной регулировки потока воздуха.

2. Паяльник с возможностью регулировки температуры нагрева от 160 градусов до 300 градусов.

3. Абразивный инструмент: болгарка с насадками, дрель с виниловым кругом или орбитально-шлифовальная машинка.

Сущность существующих технологий заключается в плавлении присадочного материала, т.е. работа ведется с расплавом. При этом существует опасность чрезмерного разогрева большой площади ремонтной зоны и материал может «поплыть», что приведет к потере геометрии ремонтируемой зоны. Также исключение применения электрического фена, паяльника и необходимости

работы с расплавом полимера является дополнительным положительным фактором улучшения условий труда ремонтных рабочих.

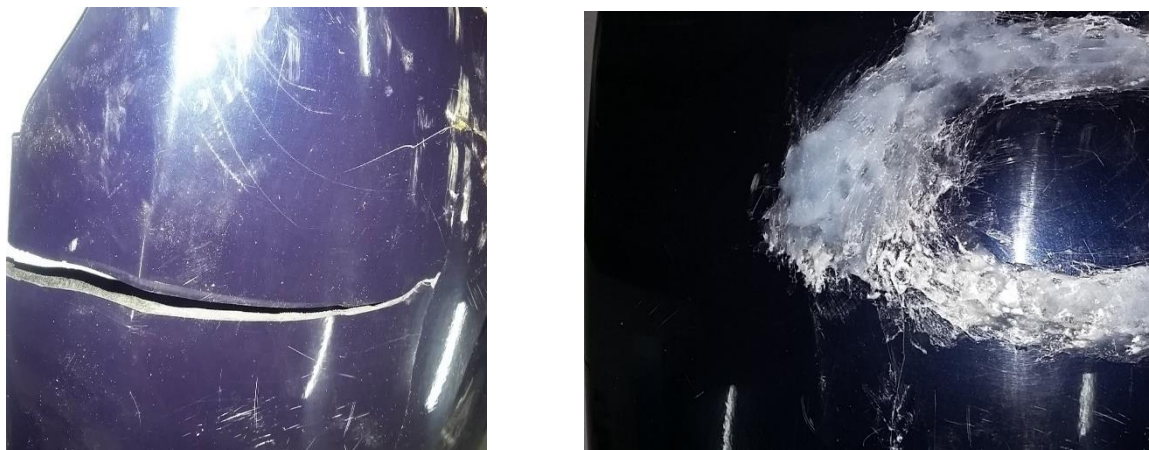


Рис.1. Полимерный бампер автомобиля с повреждениями (слева) и нанесенный раствор АБС-пластика.

В разработанном варианте технологии предлагается использовать растворы полимеров различной вязкости. По своей сути данная технология схожа с технологией нанесения шпаклевки, только шпаклевка изготовлена на основе реактопластов, а разработанный ремонтный состав представляет собой раствор термопластичного АБС-пластика. При наличии больших дефектов в виде отсутствующих фрагментов можно восстановить геометрию детали закрепив сетку по внутренней поверхности детали и нанеся необходимое количество ремонтного материала. Также отличительной особенностью разработанного ремонтного состава является возможность приготовления раствора нужной вязкости, для обеспечения удобства нанесения различной толщины ремонтных слоев (рисунок 1).

Важным положительным фактом является то, что ремонтный состав изготовлен на основе того же материала, что и сама деталь, что значительно повышает срок ее дальнейшей эксплуатации, так как отремонтированный участок будет обладать теми же свойствами, что и сама деталь.

Дополнительным направлением применения растворов полимеров является нанесение локальных электроизоляционных покрытий для предотвращения пробоя на «массу» элементов цепей питания автомобилей.

Список литературы:

1. Паниматченко А.Д. Переработка пластмасс, изд. Профессия, Спб 2005.
2. Карякина М.И., Попцов В.Е. Технология полимерных покрытий: Учебное пособие для техникумов. – М.: Химия, 1983 – 336 с., ил.
3. Яковлев А.Д., Здор В.Ф., Каплан В.И. Порошковые полимерные материалы и покрытия на их основе. Л., Химия, 1979. 254 с.
4. Мохов Н.Н. Применение газопламенного напыления полимерных материалов в авторемонтном производстве / Н.Н. Мохов, А.М. Копичников // Магистратура

ОСОБЕННОСТИ КОМПАКТИРОВАНИЯ ВЗРЫВОМ СМЕСЕЙ ВОЛЬФРАМА И ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

Сайков И.В. молодой ученый, Алымов М.И., Вадченко С.Г., Ковалев И.Д.

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черногловка, alymov@ism.ac.ru*

Работа направлена на выявление закономерностей взаимодействия металлов и политетрафторэтилена (ПТФЭ) при ударно-волновой консолидации порошковых смесей. Кинетика и термические эффекты этих взаимодействий представляют научный и практический интерес, как для материаловедения [1], так и в сфере применения в специальной технике [2].

Ударно-волновой обработке подвергались три порошковых состава: двухкомпонентный W+ПТФЭ, а также с добавками Al и Ti+W (табл. 1). Применялись два типа цилиндрических ампул сохранения: со сплошным заполнением (тип I), а также с центральным стержнем (тип II).

Таблица 1. Состав исходной шихты.

№	Состав, вес. %					Плотность теор., г/см ³	Плотность факт., г/см ³	Плотность относит.	Тип ампулы
	W	ПТФЭ	Al	Ti	В				
1	90	10	-	-	-	10,86	10,45	0,96	I
2	75	25	+5	-	-	6,14	5,55	0,90	I
3	75	25	+5	-	-	-	-	-	II
4	79	9	2	7	3	8,50	7,20	0,85	I
5	79	9	2	7	3	-	-	-	II

В качестве взрывчатого вещества использовался аммонит 6ЖВ. При инициировании детонатора происходила детонация взрывчатого вещества, в результате которой образовывалась концентрически сходящаяся в ампуле ударная волна сжатия.

Состав продуктов после компактирования представлен в таблице 2. В двухкомпонентном образце №1 W+ПТФЭ в ампуле тип I, а также в образце № 3 с добавкой Al в ампуле тип II новых фаз не обнаружено. В ампуле тип I в образце №2 с добавкой Al зафиксировано прохождение реакции с образованием WC, W₂C и AlF₃ только в нижней части образца. Это согласуется с результатами работы [3], в которой показано, что при отражении проходящей ударной волны от нижней крышки ампулы в виде волны сжатия в нижней части ампулы наблюдается резкое повышение давления, что сопровождается ростом скорости химических превращений. Наиболее интенсивно реакция проходила в составе с

добавками Al, Ti и B (образцы 4, 5). Выявлено наличие W_2C и W_2B , WB, TiC в обоих образцах, и дополнительно WC в образце №5.

Таблица 2. Состав продуктов.

№	Состав, вес. %					Тип ампулы	Состав продуктов
	W	ПТФЭ	Al	Ti	B		
1	90	10				I	исходный
2	75	25	+5			I	W, WC, W_2C , AlF_3
3	75	25	+5			II	исходный
4	79	9	2	7	3	I	W, W_2C и W_2B , WB, TiC
5	79	9	2	7	3	II	W, W_2C и W_2B , WB, TiC, WC

В случае образцов 4 и 5 продукт получился многофазным. В общем, результаты РФА коррелируют с данными по исходному составу образцов. В случае присутствия бора в исходной шихте (№4 и №5) основными продуктами являются бориды вольфрама, при отсутствии бора (№2) образуются карбиды вольфрама (WC и W_2C). Это указывает на преимущество реакции вольфрама с бором по сравнению с реакцией вольфрама и углерода. Большее количество углерода из ПТФЭ уходит на образование TiC в случае присутствия титана в исходной шихте. То есть реакция $Ti+C$ имеет преимущество над реакцией $W+C$. Фтор из ПТФЭ расходуется на образование AlF_3 .

Выводы:

Экспериментально показана существенная роль «активирующих» добавок (Al, Ti, B) на инициирование, прохождение химической реакции в порошковой смеси и итоговое фазообразование. В аналогичных условиях двухфазная смесь W+фторопласт не прореагировала.

После успешного прохождения реакции во всех случаях в продуктах находится остаток (10-19%) не участвовавшего в ней вольфрама.

В случае присутствия бора в исходной шихте наблюдается преимущество реакции вольфрама с бором по сравнению с реакцией вольфрама и углерода.

Список литературы:

1. Адаменко Н.А., Фетисов А.В., Казуров А.В. Взрывная обработка металлополимерных композиций. Волгоград: ВолГТУ, 2007, 251 с.
2. Имховик Н.А, Селиванов В.В., Симонов А.К., Сергеева А.И., Яшин В.Б. Об исследованиях по разработке за рубежом новых высокоплотных реактивных материалов («High-Density Reactive Materials») и их применению в боеприпасах повышенного могущества действия. Вооружение и экономика, 2014, № 1 (26), с. 53 – 63.
3. Зелепугин С.А., Иванова О.В., Юношев А.С., Зелепугин А.С. Разрушение цилиндрических ампул, содержащих твердофазно реагирующие смеси, в условиях взрывного нагружения. Письма о материалах, 2015, Т.5, №4, с. 468 – 472.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00777 а.

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫЕ СВС-ЭЛЕКТРОДНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Саранцев¹ В.В. молодой ученый, Бажин² П.М. Чижииков¹ А.П., Столин¹ А.М.

¹- БНТУ, Минск, Беларусь

²- ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской академии наук, Черноголовка

Работа посвящена изучению возможности расширения спектра используемых материалов для электроискрового легирования за счет использования керамических СВС-электродов. В качестве таких электродов были использованы керамические материалы с наноразмерной структурой на основе TiB_2 - TiC - Al_2O_3 - ZrO_2 , полученные методом СВС-экструзии. Изучены закономерности формирования легированного слоя при ЭИЛ, установлено три различных режима эрозии анода и привеса катода при режимах ЭИЛ 0,05 - 2,5 Дж. Исследована микроструктура полученных покрытий. Показано, что при ЭИЛ керамическими СВС-электродами на поверхности покрытия образуются наноразмерные кристаллиты (рис.1).

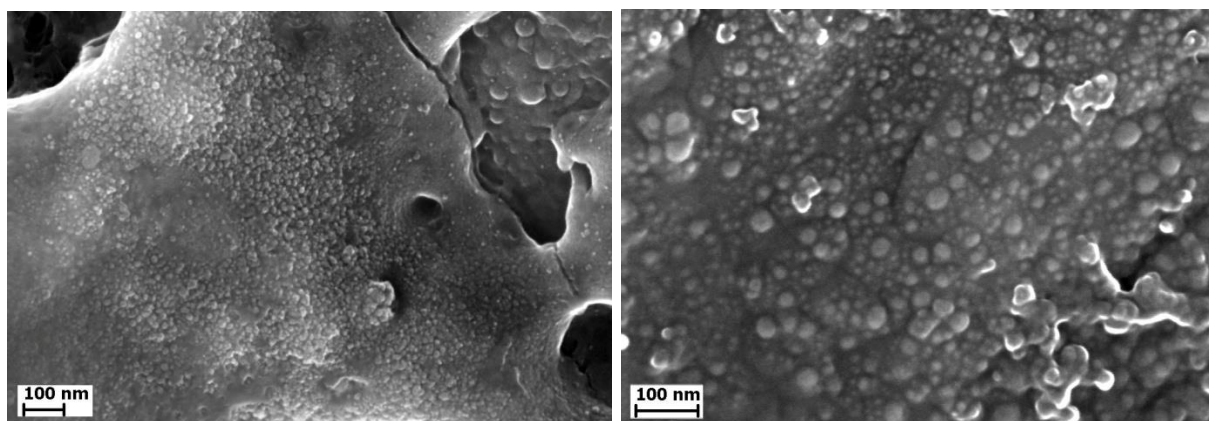


Рис. 1. Микроструктура поверхности керамического ЭИЛ покрытия.

Установлено, что на малых режимах ЭИЛ ($W_p = 0,05 - 0,3$ Дж) удается получить поверхность с шероховатостью ниже исходной ($Ra 9,3$). С увеличением энергии разряда шероховатость поверхности растет. Варьируя энергетическими параметрами процесса ЭИЛ керамическими СВС-электродами, возможно получение поверхности с заданной шероховатостью от $Ra 6,0$ до $Ra 16,7$.

Было измерено распределение микротвердости по шкале Виккерса от поверхности легированного слоя к сердцевине подложки при нагрузке $P = 50$ г. Как показали исследования, на поверхности защитного покрытия образуется слой с микротвердостью до 1250 HV (рис.2). Микротвердость по глубине легированного слоя к сердцевине подложки уменьшается, что также подтверждает наличие переходного слоя и образование на поверхности состава,

примерно схожего с материалом обрабатываемого СВС-электрода. Таким образом, это обеспечивает корреляцию физико-механических свойств электродного материала и покрытия. В результате микротвердость поверхности металлической основы увеличивается в 4,5-5 раза.

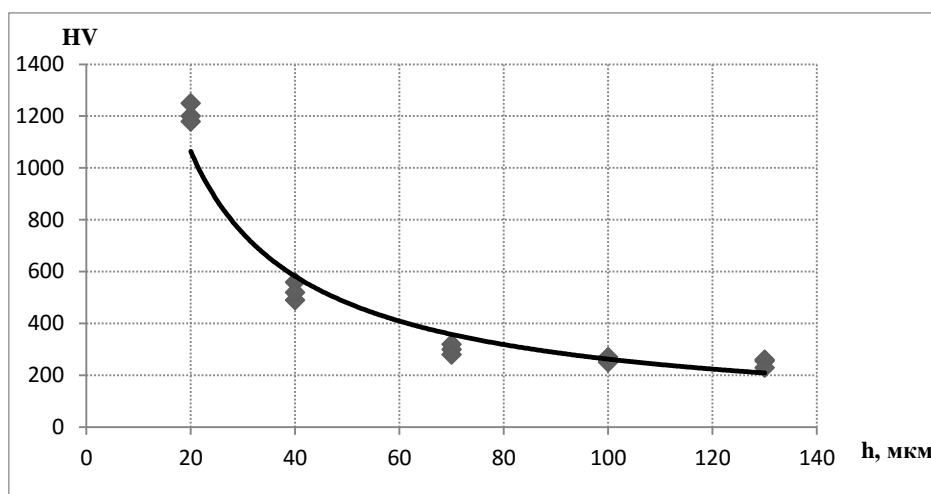


Рис.2. Зависимость микротвердости по глубине легированного слоя.

Проведенные оценочные испытания на трибометре Nanovea TRB-1 показали, что нанесенные с помощью полученных СВС-электродов с наноразмерной структурой покрытия, обладают хорошей износостойкостью (10^{-5} мм³/Н/м) и низким коэффициентом трения равным 0,2.

Работа выполнена по проекту РФФИ №14-48-03651.

ИММОБИЛИЗАЦИЯ РАО В ПЕРОВСКИТОПОДОБНУЮ МАТРИЦУ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

Кузьмин В.С. студент, Посохов Д.В.

Томский политехнический университет, Томск, vsk23@tpu.ru

Проблема обращения с радиоактивными отходами является одной из наиболее важных в ядерной отрасли. Для обеспечения их безопасного хранения используются различные технологии иммобилизации радиоактивными отходами в новые стабильные матричные материалы, которые должны обладать определенным набором химических и физических характеристик.

В настоящее время на территории Российской Федерации накоплено порядка пятисот шестидесяти миллионов кубических метров радиоактивных отходов, 50% из которых находятся во временных хранилищах до дальнейшей

переработки. Помимо этого, каждый год еще образуется порядка пяти миллионов кубических метров. [1]

Для надёжной иммобилизации радионуклидов в течение необходимого времени матричный материал должен обладать комплексом физико-химических свойств, а именно: высокими теплофизическими свойствами материала, такими как теплопроводность, теплоемкость, достаточными механическими характеристиками. К другим важным характеристикам матричных материалов можно отнести радиационную стойкость и химическую стабильность.

В данной работе рассматривается производство матричного материала на основе модифицированного перовскита, полученного технологией самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, обладающего рядом преимуществ по сравнению с традиционными технологиями изготовления такими как:

- простота технологической схемы;
- малые энергетические затраты;
- высокая скорость синтеза продукта;
- возможность получения материала с заданными свойствами. [2]

Для приготовления смеси использовались промышленно изготовленные порошки никеля марки ПНК–ОТ1 и оксида алюминия марки ПА–4.

В качестве имитатора трехвалентных оксидов актиноидов был выбран оксид неодима.

После перемешивания в кубическом смесителе, и вакуумной сушки полученная шихта прессовалась в цилиндрические образцы диаметром 30 мм и высотой 12–15 мм при различном давлении – 15, 20, 25, 30 МПа, с целью получения образцов разной плотности

Экспериментальным путем установлено, что при создании перовскитной иммобилизационной матрицы на основе алюминия необходимо введение реакционно-способной никелевой добавки в исходную шихту, вследствие недостаточного энергетического выхода реакции.

Также проведена оценка изменения фазового состава для образцов, подготовленных с давлением прессования 15, 20, 25 и 30 МПа. Получены сравнительные картины фазовых составов образцов с различными составами – без добавления никеля и с его добавкой. Результаты позволяют говорить о пригодности использования перовскитной матрицы для иммобилизации ВАО.

Список литературы:

1. М. Скачек, Обращение с отработавшим топливом и радиоактивными отходами АЭС, Издательство: МЭИ, 488 с.
2. Итин В.И., Найбороденко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. – Томск: Изд во ТГУ, 1989. – 214 с.

ПОЛУЧЕНИЯ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ДЛИННОМЕРНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ МЕДНО-ТИТАНОВЫХ ТОКОПОДВОДОВ

*Малахов¹ А.Ю. м.н.с., Сайков¹ И.В., Денисов¹ И.В., Николаенко¹ П.А.,
Первухин² Л.Б.*

*¹⁻ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской
академии наук, Черногоровка, sir.malahov2009@yandex.ru*

*²⁻ Федеральное государственное унитарное предприятие ЦНИИЧермет,
Москва*

Медь и титан являются одними из самых распространённых металлов для изготовления различных изделий промышленности. Высокая коррозионная стойкость титана обуславливает его широкое применение в устройствах для электролитического получения цветных металлов. Важным элементом в конструкции электролизеров цветных металлов является токоподвод. Так как токоподвод эксплуатируется в условиях агрессивного воздействия различных сред при высокой температуре, то для его защиты используют титан, а электрический ток проходит через медный сердечник. Таким образом, ясно, что токоподвод должен состоять из двух прочно скрепленных слоев из титана и меди. Прочность соединения титановой оболочки и медного сердечника должна выдерживать в соответствии с режимом работы электролизёра многократный циклический нагрев до 500 °С и охлаждение до 60 °С (количество циклов не менее 25-ти). Нагрев, в свою очередь, вызывает интенсивное окисление и повышение контактного переходного сопротивления, которое образуется в месте соприкосновения проводников. Простое наложение контактных поверхностей соединяемых проводников не обеспечивает хорошего контакта, так как действительное соприкосновение происходит не по всей поверхности, а только в немногих точках. Причина этого - шероховатость поверхности контактирующих элементов, а также наличие на поверхности оксидных и гидроксидных плёнок, адсорбированной влаги, масел, продуктов коррозии, пыли и т. п. Таким образом, стабильное переходное контактное сопротивление, которое не будет увеличиваться в процессе эксплуатации, можно получить только на неразъёмных контактах, полученных сваркой или пайкой.

Соединение титана с медью при сварке взрывом происходит в твёрдой фазе, при этом в процессе сварки взрывом из зоны соединения удаляются поверхностные окисные плёнки и загрязнения и соединяются чистые ювенильные поверхности с прочностью не ниже прочности меди, что обеспечивает идеальный контакт.

В качестве исходных элементов для проведения экспериментов использовались: труба из титана марки ВТ1-0 диаметром 22 мм, толщина стенки составляла 2 мм, а длина 1500 мм; медный стержень марки М1 диаметром 16 мм

и длиной 1500 мм. В качестве взрывчатого вещества использовалась смесь аммиачной селитры и аммонита. Схема сборки представлена на рисунке 1.

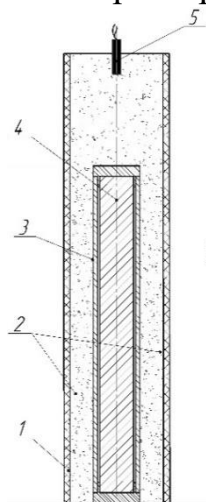


Рис.1. Схема сборки под сварку взрывом: 1 – опалубка, 2 – взрывчатое вещество, 3 – труба из титана ВТ1-0, 4 – стержень из меди М1, 5 – детонатор.

В результате экспериментов были получены опытные образцы цилиндрических медно-титановых токоподводов длиной 1,5 метра (рисунок 2).



Рис.2. Медно-титановые токоподводы после термообработки и правки на прессе.

Ультразвуковой контроль образцов выявил наличие несплошностей на концевых участках стержней. Данные участки появляются в результате потери устойчивости процесса соударения на длине свыше 1 метра. По схеме, указанной на рисунке 3 были проведены механические испытания на срез плакирующего слоя.

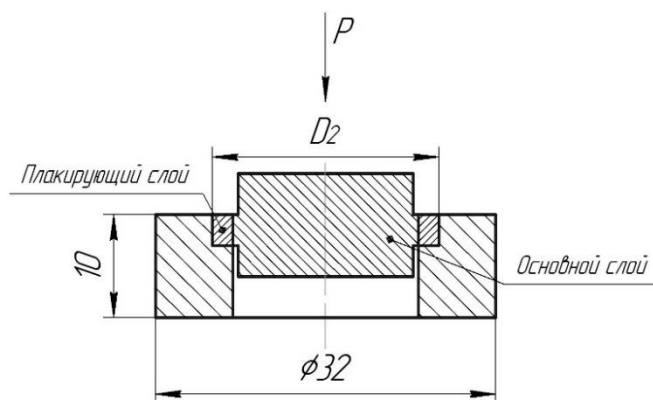


Рис.3. Схема механического испытания биметаллического образца на срез плакирующего слоя.

Прочность на срез составила $120 \div 180$ МПа. В целом, можно говорить о том, что полученные сваркой взрывом медно-титановые токоподводы перспективно использовать в конструкции электролизера цветных металлов. Прочность сцепления слоев позволит выдерживать необходимые нагрузки и уменьшить падение напряжения по всей длине токоподвода, что в свою очередь увеличит производительность всей установки.

«Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-00845А».

УНИКАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗ, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ

Созина В.Е. магистрант, Галышев С.Н., Зарипов Н.Г.

Институт авиационно-технологических систем ФГБОУ ВО УГАТУ, Уфа
onex.vs@gmail.com

Разработка новых легких, прочных и жаропрочных материалов, удовлетворяющих современным требованиям конструкторов авиационных двигателей к наиболее нагруженным деталям авиационной техники, (прежде всего, к лопаткам и дискам проточных частей компрессора и турбины), является важнейшей задачей современного авиационного материаловедения [1]. Для этих целей в настоящее время предлагается новый класс материалов на основе МАХ-фаз, получению и свойствам которых посвящено множество публикаций в отечественной и зарубежной периодике.

МАХ-фазы представляют собой семейство тройных слоистых соединений с формальной стехиометрией $M_{n+1}AX_n$ ($n = 1, 2, 3 \dots$), где М – переходный d-металл;

A – p-элемент (например, Si, Ge, Al, S, Sn и др.); X – углерод или азот. Слоистые тройные карбиды и нитриды d- и p-элементов (MAX-фазы) проявляют уникальное сочетание свойств, характерных как для металлов, так и для керамики. Такие материалы обладают малой плотностью, высокими значениями тепло- и электропроводности, прочности, пониженным модулем упругости, превосходной коррозионной стойкостью в агрессивных жидких средах, стойкостью к высокотемпературному окислению и термическим ударам, а также легко подвергаются механической обработке, имеют высокую температуру плавления и являются достаточно стабильными при температурах до 1000 °C и выше [2].

Наиболее перспективными для их получения являются методы самораспространяющегося синтеза (СВС) и теплового взрыва. Эти методы, основанные на использовании внутренней химической энергии исходных реагентов, являются примером наиболее выгодной организации процесса с тепловой точки зрения.

Доклад посвящен обзору свойств MAX-фаз и их получению методами СВС.

Список литературы:

1. Новиков, А. С. получение, свойства и перспективы применения MAX-материалов на основе титана / А. С. Новиков, А. Г. Пайкин, В.А. Шулов // Упрочняющие технологии и покрытия - 2006.-№11.-с24.
2. Медведева Н.И., Еняшин А.Н., Ивановский А.Л. Моделирование электронного строения, химической связи и свойств тройного силикокарбида Ti_3SiC_2 // Журнал структурной химии. – 2011. – Т. 52, № 4. – С. 806–822.

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВЕ Ti-Al

Гордеев М.С. магистрант, Галышев С.Н., Зарипов Н.Г.

*Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа,
mrmaxmediagroup@gmail.com*

Создание современного авиационного двигателя- сложнейший комплексный процесс, базирующийся на новейших достижениях в области аэро- и термодинамики, материаловедения, технологии, прочности, электроники, информатики. Вместе с тем это – дорогостоящее мероприятие, осуществляемое в жёсткой конкурентной борьбе на мировом рынке авиационной техники. Огромная наукоёмкость авиационного двигателестроения подтверждается тем, что до начала XXI века полным циклом создания конкурентоспособных двигателей различного назначения обладали только США, Англия, Франция и Россия [1].

Важные задачи, решаемые при проектировании двигателей новых поколений – снижение стоимости производства и эксплуатации, в том числе путем упрощения конструкции и снижения количества деталей и узлов, требуют применения новых материалов и технологий их обработки [2].

В настоящее время повышение эффективности авиадвигателей и аналогичных силовых установок становится невозможным без использования принципиально новых конструкционных материалов. К таким материалам относятся сплавы на основе интерметаллидных фаз γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al. В связи с этим представляется интересным рассмотреть легкие сплавы на основе алюминидов титана γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al, которые в настоящее время рассматриваются как потенциальные конструкционные материалы для использования в области температур $T = 600 - 900$ °С. В сравнении с традиционными металлическими материалами интерметаллидные (α_2) - сплавы обладают уникальным комплексом свойств. К ним относятся высокие удельные прочностные свойства и упругие модули, сохраняющиеся до высоких температур, высокие жаропрочность и сопротивление ползучести, высокое сопротивление окислению и горению. Из алюминидов титана могут изготавливаться детали газотурбинного двигателя (лопатки, диски, элементы сопла), детали автомобильных двигателей (клапаны, шатуны, поршни, диски турбокомпрессора), теплозащитные наружные панели с ячеистым наполнителем (термоэкраны) для сверхзвуковых летательных аппаратов и др.

Широкому применению (γ + α_2)-сплавов препятствуют их низкие технологические свойства в литом состоянии, в особенности если речь идет об объемных слитках. К ним относятся хрупкость при комнатной температуре, низкая технологическая пластичность, обычно сохраняющаяся до температуры разупорядочения α_2 -фазы, высокий разброс механических свойств, низкая механическая обрабатываемость. Фундаментально это обусловлено направленным типом межатомной связи, что характерно для обеих интерметаллидных фаз. Между тем дополнительной причиной низких технологических свойств в случае слитков является грубозернистая, часто химически неоднородная структура с острой текстурой. Обычно применяемая для повышения технологических свойств литых (γ + α_2)-сплавов деформационная обработка – горячая экструзия или штамповка при температурах α /(α + γ)-фазовой области, не устраняет химических и структурных неоднородностей, а высокие температуры такой обработки обуславливают ее высокую трудоемкость и стоимость. Поэтому получение качественного, т.е. химически однородного литого материала с мелкозернистой структурой и слабой текстурой является важной предпосылкой к внедрению интерметаллидных (γ + α_2)-сплавов. Во-первых, это может позволить изготавливать литые изделия с улучшенными технологическими свойствами. Во-вторых, благодаря повышению технологической пластичности существенно облегчается проведение термомеханической обработки.

Для повышения пластичности подобных сплавов необходимо ослабить ковалентную связь между Ti и Al путем легирования элементами с большим

атомным радиусом или с возможно большим числом валентных электронов. К таким элементам относятся цирконий, гафний, ниобий, молибден, ванадий.

Наибольшее повышение механических свойств «гамма»-сплавов достигнуто за счет снижения содержания Al до (45-48) (ат.%) и легированием их до 10 (ат.%) тугоплавкими элементами.

Доклад посвящен обзору интерметаллидных сплавов Ti-Al и проблемам их практического применения.

Список литературы:

1. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: МИСиС, 2001. 632 с.
2. Мухин В. С. Основы технологии машиностроения (авиадвигателестроение). Уфа: УГАТУ, 2007. 148 с.
3. Скибин В. А., Солонин В. И., Сосунов В. А. Авиационному двигателю 100 лет // ТВФ. 2004. №5.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ

Ф.И.О. участника	Номер страницы	Ф.И.О. участника	Номер страницы
Ахметова Б.А.	53	Константинов А.С.	121
Афонин А.В.	96	Коньрова К.Б.	87
Амосов А.П.	24	Куц А.В.	88
Акопджанян Т.Г.	95	Кочетков Р.А.	92
Баронин Г.С.	13	Карпов С.В.	128
Богатов М.В.	40	Лемешева М.В.	66
Болоцкая А.В.	50	Михеев М.В.	119
Вельковская И.И.	32	Муканов С.К.	90
Баринов В.Ю.	99, 115	Малахов А.Ю.	158
Богданова Е.С.	125	Ноняк Д.В.	43
Бодян А.Г.	105	Петров Е.В.	63
Виниченко Ю.П.	137	Пашин Ю.Ю.	149
Гордеев М.С.	161	Ручкина В.С.	79
Галышев С.Н.	118	Савельев А.С.	106
Дедов А.В.	12	Саранцев В.В.	155
Дурум А.А.	35	Созина В.Е.	160
Желтякова И.С.	62	Суров В.А.	140
Зарипов Н.Г.	27	Суворов Д.С.	84
Ильин Н.А.	129	Санин В.В.	112
Икорников Д.М.	122	Салганская Я.Е.	143
Кузьмин В.С.	156	Сайков И.В.	153
Карпов М.И.	31	Тарасов А.Г.	47
Киричек А.В.	28	Тагиров М.И.	81
Ковтун А.В.	131	Терещенко А.Н.	109
Камунур К.	73	Тужилкин Д.В.	151
Курцова А.С.	134	Фрейман В.М.	37
Капустин Р.Д.	146	Хардин М.В.	21
Кудырбекова S.N.	56	Христосова В.Ю.	76
Куправа А.Т.	89	Черепанов И.А.	59
Колебина Н.В.	124	Чижиков А.П.	138
Ковалев И.Д.	102	Чаплыгин К.К.	68
Кислов В.М.	107	Zh. Yelemessova	70

ISBN 978-5-9907575-1-6

Научное издание

**XIV ВСЕРОССИЙСКАЯ С МЕЖДУНАРОДНЫМ УЧАСТИЕМ ШКОЛА-
СЕМИНАР ПО СТРУКТУРНОЙ МАКРОКИНЕТИКЕ ДЛЯ МОЛОДЫХ
УЧЕНЫХ ИМЕНИ АКАДЕМИКА А.Г. МЕРЖАНОВА**

Программа и тезисы докладов

Научный редактор Столин А.М

Компьютерная верстка Бажин П.М.
Приготовление оригинал-макета Парков А.С.

Подписано в печать 21.11.2016г., бум. кн.-журн.,
гарнитура Таймс, объем 10,0 усл.-печ. листов,
тираж 150 экз., заказ №0002534

Изд-во: ООО "Принтбук"

109428, Москва, Рязанский проспект, 10с18, оф. 829.