

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНСТВО 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)



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

Программа и тезисы докладов

25-27 ноября 2015 г.

Черноголовка – 2015



**ТРИНАДЦАТАЯ 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 XIII Всероссийской с международным участием школы-семинара по структурной макрокинетике для молодых ученых имени академика А.Г. Мержанова. Тематики 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, 2015

© Федеральное государственное бюджетное учреждение
науки Институт структурной макрокинетики и проблем
материаловедения Российской академии наук, 2015

ISBN 978-5-9907575-0-9



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)

Члены Оргкомитета:

- 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 НИЦ РАН (Черноголовка)
- И.П. Боровинская - д.х.н., профессор, зав. лаб. ИСМАН (Черноголовка)
- В.М. Бузник - академик, руководитель Инновационно-технологического центра РАН (Москва)
- Г.С. Баронин - д.т.н., профессор, руководитель, НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН (Тамбов)
- В.А. Веретенников - к.ф.-м.н, руководитель аспирантуры ИСМАН (Черноголовка)
- В.В. Грачев - к.ф.-м.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)
- С.А. Губин - д.ф.-м.н., профессор, зав.лаб. МИФИ (Москва)
- С.И. Дворецкий - д.ф.-м.н., профессор, проректор ТамбГТУ (Тамбов)
- В.Л. Данилов - д.т.н., профессор МГТУ им. Н.Э. Баумана (Москва)
- О.В. Егоров - Глава муниципального образования "Городской округ Черноголовка" (Черноголовка)
- 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 ТамбГТУ (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 НИЦ РАН (Черноголовка)
- М.Ю. Романовский - начальник Управления координации и обеспечения деятельности организаций в сфере науки, ФАНО России (Москва)
- А.С. Рогачев - д.ф.-м.н., профессор, зам.директора ИСМАН (Черноголовка)
- 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 НИТУ «МИСиС» (Москва)

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 - магистрант (Уфа, УГАТУ)

**ХIII 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 за 2015 г., проект № 15-33-10448 мол_г**

Программа

Среда, 25 ноября 2015г.

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 Левашов Евгений Александрович, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой ПМиФП НИТУ «МИСиС», директор Научно-учебного центра СВС МИСиС-ИСМАН (Москва). Особенности горения и маршруты структурообразования СВС- систем с участием двух и более химических реакций на примере нескольких составов (приглашенная лекция).

Левинский Юрий Валентинович, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой химии и технологии композиционных и порошковых материалов (МИТХТ им. М.В. Ломоносова, Москва). Диффузионные волны при насыщении сплавов легкоподвижными элементами (приглашенная лекция).

12:30 Кофе-брейк

12:50 1. **Яцюк¹ И.В.** аспирант, Потанин¹ А.Ю., Погожев¹ Ю.С., Новиков¹ А.В., Левашов¹ Е.А., Кочетов^{1,2} Н.А. (¹- НИТУ «МИСиС», Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН, Москва, ²- ИСМАН, Черноголовка). Самораспространяющийся высокотемпературный синтез жаростойкой керамики на основе боридов и силицидов циркония.
2. **Кондаков А.А.** молодой ученый, Студеникин И.А., Линде А.В., Грачев В.В. (ИСМАН, Черноголовка). Синтез МАХ-фазы Ti_2AlN спеканием различных композиций в вакуумной печи.

3. **Колесникова Ю.Ю.** молодой ученый, Кислов В.М., Подлесный Д.Н. (ИПХФ РАН, Черноголовка). Влияние угла наклона и размера частиц на стабилизацию фронта горения во вращающемся реакторе.
4. **Рахимова А.Ж.** магистрант, Курбаткина В.В., Пацера Е.И., Левашов Е.А. (НИТУ «МИСиС», Москва). Зависимость структуры и фазового состава смесей NiAl от времени МА и модификаторов.
4. **Суворов Д.С.** магистрант, Хайдаров Б.Б., Юдин А.Г., Кузнецов Д.В. (НИТУ «МИСиС», Москва). Получение и исследование наноструктурных микросфер оксида алюминия.
5. **Гусев М.П.** аспирант, Данилов В.Л. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва). Методика расчета деформирования тепловыделяющей сборки ВВЭР в реакторных условиях.
6. **Карпов¹ С.В.** молодой ученый, Столин² А.М., Стельмах² Л.С. (¹-ТГТУ, Тамбов; ²- ИСМАН, Черноголовка). Математическое моделирование нестационарных тепловых процессов при свободном СВС-сжатии в системе «материал- плита».

14:30 Обед

Вечернее заседание

- 15:30**
1. **Щукин¹ А.С.** молодой ученый, Сычѳв¹ А.Е., Ковалѳв¹ Д.Ю., Vrel² D. (¹- ИСМАН, Черноголовка; ²- Laboratoire des Sciences des Procѳdѳs et des Matѳriaux, LSPM-CNRS UPR3407 France). Особенности формирования покрытий на основе Ni+Al и Ti+Al на тугоплавких металлах W, Mo и Ta в результате механоактивации.
 2. **Литовченко Н.В.** аспирант, Потанин А.Ю., Погожев Ю.С., Левашов Е.А. (НИТУ «МИСиС», Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН Москва). Разработка новых СВС-электродных материалов для осаждения биоактивных покрытий с антибактериальным эффектом.
 3. **Подголин С.К.** студент, Юдинцева Т.И., Дзидзигури Э.Л., Кузнецов Д.В. (НИТУ «МИСиС», Москва). Получение и исследование наноструктурных микросфер оксида марганца.
 4. **Касаткин Д.Д.** молодой ученый, Чурсин С.С. (Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск). Определение макросечений взаимодействия нейтронов с NiAl, получаемых методом СВС.
 5. **Терещенко А.Н.** молодой ученый, Ершов А.Е., Шикунѳв С.Л., Штейнман Э.А., Курлов В.Н. (ИФТТ РАН, Черноголовка). Влияние условий синтеза на свойства поликристаллических SiC структур, полученных при реакции расплава или паров кремния с углеродом.
 6. **Хайдаров Б.Б.** аспирант, Мазов И.Н., Кузнецов Д.В., Суворов Д.С., Салтыкова Я.С. (НИТУ «МИСиС», Москва). Энергоэффективная технология получения минеральных вяжущих из отходов доменного производства.
 7. **Тарасов А.Г.** молодой ученый, Студеникин И.А. (ИСМАН,

Черноголовка). Выявление механизма формирования конденсированных продуктов при горении порошковых смесей Ti×B.

8. **Проценко И.Г.** аспирант, Мордасов Д.М. (ТГТУ, Тамбов). Разработка и исследование режимов термической обработки в технологии производства порошковых магнитов типа ЮНДК.

9. **Кобзев Д.Е.** молодой ученый, Хабаров С.Н., Мачин А.М., Пашин Ю.Ю. (ТГТУ, Тамбов). Нанесение защитных электроизоляционных покрытий на детали автомобиля.

10. **Лебедев Д.Н.** аспирант (НИТУ «МИСиС», Москва). Разработка защитных электроискровых покрытий для никелевых сплавов при использовании СВС-электродов в системах Mo-Si-B и Cr-Al-Si-B.

11. **Балаян Г.В.** аспирант, Азатян В.В., Прокопенко В.М. (ИСМАН, Черноголовка). Синергизм в процессах горения метано-воздушных смесей.

Четверг, 26 ноября 2015 г.

Утреннее заседание

10:00 **Хина Борис Борисович**, д.ф.-м.н., г.н.с. (ФТИ НАН Беларуси, Минск). Термодинамика аморфных сплавов (приглашенная лекция).

Буяновский Илья Александрович, д.т.н., профессор (ИМАШ РАН, Москва). Граничная смазка в машинах и механизмах (приглашенная лекция).

12:00 Кофе-брейк

12:30 1. **Ковалев И.Д.** молодой ученый, Пономарев В.И., Коновалихин С.В., Вершинников В.И. (ИСМАН, Черноголовка). СВС карбида бора в условиях температурного градиента.

2. **Бодян А.Г.** студент, Курбаткина В.В., Пацero Е.И., Левашов Е.А. (НИТУ «МИСиС», Москва). Зависимость структуры и фазового состава интерметаллида TiAl от введения различных добавок. Свойства полученного СВС продукта.

3. **Креницын^{1,2} М.Г.** аспирант (¹- Томский политехнический университет, Томск; ²- Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск). СВС в системе «Ti-C» с большим содержанием инертной связки.

4. **Маринин Е.А.** молодой ученый (ФГБОУ ВПО «ВГУ», Киров). Изучение микроструктур, возникающих при лазерной цементации стали 6ХС.

5. **Петров Е.В.** молодой ученый, Трофимов В.С. (ИСМАН, Черноголовка). Изменение структуры и свойств поверхности преграды после соударения частицами вольфрама.

6. **Кочетков Р.А.** молодой ученый, Сеплярский Б.С. (ИСМАН, Черноголовка). Экспериментальное исследование влияния доли углерода

на закономерности горения порошковых и гранулированных составов $Ti+xC$ ($0,5 < x < 1$).

7. **Аверичев О.А.** аспирант, Бажин П.М., Столин А.М. (ИСМАН, Черноголовка). Электродные материалы на основе МАХ-фазы состава $Ti-Al-C$, полученные методом СВС-экструзии.

8. **Ноняк Д.В.** магистрант, Первухина О.Л. (ИСМАН, Черноголовка). Изменение состава локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом длинномерном композите.

9. **Лукьянова О.А.** аспирант (НИУ «БелГУ», Белгород). Структура керамики на основе нитрида кремния с добавлением оксида магния.

10. **Фрейман¹ В.М.** молодой ученый, Цветков² М.В. (¹- МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва; ²- ИПХФ РАН, Черноголовка). Изучение химического состава золы твердых топлив и её плавкости при газификации в режиме фильтрационного горения.

11. **Малахов¹ А.Ю.** молодой ученый, Сайков¹ И.В., Первухин² Л.Б. (¹- ИСМАН, Черноголовка; ²- ФГУП ЦНИИЧермет, Москва). Получение сваркой взрывом двухслойных трубных заготовок с внутренним коррозионностойким слоем.

14:30 Обед

Вечернее заседание

15:10 1. **Собольков А.В.** студент, Хренов Д.С., Аборкин А.В. (ВГУ им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, Владимир). Влияние режима механической активации на морфологию и структурно-фазовый состав некомпактного композиционного материала $Al-2Mg-nC$.

2. **Акопджанян Т.Г.** аспирант, Боровинская И.П. (ИСМАН, Черноголовка). Состав и структура продуктов горения при синтезе γ -ALON с использованием энергетической добавки.

3. **Кочетов Н.А.** молодой ученый, Сеплярский Б.С. (ИСМАН, Черноголовка). Воздействие примесного газовыделения на горение системы $Ni+Al$. Влияние давления окружающей атмосферы, термовакуумной обработки и механической активации.

4. **Хренов^{1,2} Д.С.** магистрант, Собольков¹ А.В., Сычёв² А.Е. (¹- ВлГУ им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, Владимир; ²- ИСМАН, Черноголовка). Особенности механической активации порошковой смеси на основе сплава $AlMg-2$ и графита.

5. **Турганов¹ З.Т.** магистрант, Столин² А.М., Бажин² П.М. (¹- НИТУ «МИСиС», Москва; ²- ИСМАН, Черноголовка). Влияние механических воздействий на структуру твердосплавных СВС-материалов (TiC , TiB_2).

6. **Уваров С.В.** инженер-исследователь, Лорян В.Э., Уваров В.И. (ИСМАН, Черноголовка). Формирование мембран при жидкофазном горении системы на основе алюминия и оксидов никеля и кобальта для гибридного конвертера.

7. **Маркидонов А.В.** молодой ученый (Филиал Кузбасского

государственного технического университета в г. Новокузнецке). Порообразование на границах зерен под воздействием ударных волн, возникающих при радиационном воздействии.

8. **Ершов В.А.** студент, Королев А.П. (ТГТУ, Тамбов). Исследование влияния температуры на основные электрофизические параметры полупроводникового термочувствительного элемента.

9. **Титов¹ Н.В.** молодой ученый, Бажин² П.М., Столин² А.М. (¹- Орловский ГАУ, Орел; ²- ИСМАН, Черноголовка). Электродуговая наплавка СВС-электродами композиционных покрытий на основе TiC-W₂C-Co.

10. **Константинов^{1,2} А.С.** магистрант, Бажин¹ П.М., Столин¹ А.М., Зарипов² Н.Г. (¹- ИСМАН, Черноголовка; ²- УГАТУ, Уфа). Изучение влияния исходных компонент и технологических параметров СВС-экструзии на качество и микроструктуру Ti-V стержней.

11. **Нурсаинов¹ И.Н.** студент, Первухина² О.Л., Сайков² И.В., Малахов² А.Ю., Челноков¹ В.С. (¹- НИТУ «МИСиС», Москва; ²- ИСМАН, Черноголовка). Применение барьерного слоя из ванадия при сварке взрывом титана BT1-0 со сталью 08X18H10T.

18:00 Кофе-брейк

18:30 Спорт. Командный розыгрыш кубка Ректора Школы по настольному теннису.

Пятница, 27 ноября 2015 г.

Утреннее заседание

10:00 Жеребцов Сергей Валерьевич, д.т.н., заведующий кафедрой материаловедения и нанотехнологий (НИУ «БелГУ», Белгород). Ультрамелкозернистые титановые сплавы: получение, механические свойства и применение. (приглашенная лекция).

11:00 Кофе-брейк

11:30 1. Озеров М.С. аспирант, Климова М.В., Жеребцов С.В. (НИУ «БелГУ», Белгород). Исследование микроструктуры и механических свойств композита TiV/Ti, полученного путем искрового плазменного спекания.

2. Щукин А.С. молодой ученый, Вадченко С.Г., Камынина О.К., Сычѳв А.Е., Ковалѳв И.Д. (ИСМАН, Черноголовка). Изучение процессов формирования многослойных композиционных материалов в условиях СВС.

3. Закусилов В.В. молодой ученый, Кузнецов М.С. (Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск).

Изучение влияния параметров механоактивации на распределение линейных размеров частиц.

4. **Лугинина М.А.** аспирант, Ковалев Д.Ю., Сычев А.Е. (ИСМАН, Черноголовка). Рентгенографическое исследование термической стабильности МАХ фазы Ti_2AlN в вакууме.

5. **Санин¹ В.В.** молодой ученый, Аникин¹ Ю.А., Михайлов¹ А.М., Филонов¹ М.Р., Икорников² Д.М., Андреев² Д.Е., Юхвид² В.И. (¹- НИТУ «МИСиС», Москва; ²- ИСМАН, Черноголовка). Энергоэффективная технология получения литых шихтовых материалов на основе NiAl, включающая синтез сплава методом СВС и последующий переплав методами электрометаллургии.

6. **Копичников А.В.** магистрант, Кобзев Д.Е., Хабаров С.Н., Ефремов А.Б. (ТГТУ, Тамбов). Нанесение защитных электротехнических полимерных покрытий газопламенным напылением.

7. **Полуэктов В.Л.** молодой ученый, Баронин Г.С. (ТГТУ, Тамбов). Твердофазная экструзия фторполимерных материалов с использованием деформации простого сдвига.

8. **Сычев М.И.** аспирант, Никитин Д.В., Комбарова П.В., Кобзев Д.Е. (ТГТУ, Тамбов). Насосостроение и твердофазные технологии на стыке конструирования и технологии.

9. **Воронин Н.В.** молодой ученый, Ряшенцев В.В., Ильин И.А., Фирсова А.В., Завражин Д.О., Баронин Г.С., Бузник В.М. (ТГТУ, Тамбов). Особенности теплофизических и физико-механических свойств СВМПЭ-нанокompозитов.

10. **Воротыло С.А.** магистрант, Пацера Е.И., Курбаткина В.В., Левашов Е.А. (НИТУ «МИСиС», Москва). Оптимизация условий механической активации для получения двойного карбида (Ta, Zr) С методом МА-СВС.

11. **Худяков В.В.** молодой ученый, Баронин Г.С. (ТГТУ, НОЦ ТГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов). Исследование теплоемкости нанокompозитов на основе фторопласта.

12. **Богданова¹ Е.С.** школьник, **Дрёмин² А.А.** школьник, **Урванцев² М.В.** школьник (¹- МОУ СОШ №75, Черноголовка; ²- МОУ СОШ №82, Черноголовка). Охотники за энергией: Физика и технология сбора энергии из окружающего мира.

13. **Ипполитов В.Б.** школьник, Ковальская Т.Н. (¹- МОУ СОШ № 82, Черноголовка; ²- ИЭМ РАН, Черноголовка). Условия образования алмандинов месторождения Кителя (Южная Карелия).

14. **Александрова¹ М.А.** школьник, Ковальская² Т.Н. (¹- МОУ СОШ № 82, Черноголовка; ²- ИЭМ РАН, Черноголовка). Способы выделения металлов из руд.

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

PECULIARITIES OF COMBUSTION AND STRUCTURE FORMATION ROUTES IN MULTICOMPONENT SHS-SYSTEMS WITH PARTICIPATION OF TWO AND MORE CHEMICAL REACTIONS

Levashov¹ E.A., Pogochev¹ Yu.S., Potanin¹ A.Yu., Kurbatkina¹ V.V., Patsera¹ E.I., Kochetov^{1,2} N.A., Kovalev² D.Yu.

¹⁻ National University of Science and Technology "MISIS", Moscow

²⁻ Institute of Structural Macrokinetics and Material Science RAS, Chernogolovka

The mechanisms of combustion and structure formation in multicomponent systems Ti-Ta-C, Mo-Si-B were discussed. It was established that gas transport reactions is to control the combustion in some cases. In system $(100\% - X)(\text{Ti} + 0,5\text{C}) + X(\text{Ta} + \text{C})$ with $X = 10$ and 30% an abrupt increase of U_c and T_c occurs as a result of the transfer from separate mode to the spread mode, which is accompanied by an increase in heat release as a result of two parallel chemical reactions. The combustion stage goes from the break mode to the merging mode. In the case of $X = 50\%$, dependences $T_c(T_0)$ and $U_c(T_0)$ are linear over an a wide range of T_0 . In Mo-Si-B system 2 stages of chemical transformations were observed. 1st, MoSi_2 appears result in: melting Si; spreading the melt on Mo particles; interaction with forming Mo_3Si layer; reaction diffusion through the product layer and appearance of MoSi_2 phase. 2nd stage proceeds at the presence of oxygen via the volatile molybdenum oxide, chemisorptions with boron.

Kinetics of the SHS process, stages of chemical transformations and structure formation of ceramic materials in the Cr-Al-Si-B multicomponent system were investigated. The effect of green mixture composition and initial temperature on the combustion rate U_c and combustion temperature T_c , which reduce with increasing Al content, was studied. An increase in the initial temperature of the SHS process causes a linear increase of U_c and T_c in the range of $T_0 = 290 - 750$ K. This is evidence to the fact that each composition is characterized by the similar combustion mechanism, when the stages of chemical reactions of product formation remain unchanged. However, an increase in T_0 above 750 K, probably, may lead to exponential character of U_c growth. Furthermore, an increase in Al content increases the proportion of the Al-Si eutectic melt. The dissolution of Cr particles in this melt becomes the rate-limiting stage of the combustion process, thus reducing the effective activation energy approximately from ~ 290 to ~ 110 kJ/mol. The stages of chemical transformations and the mechanism of structure formation in the combustion wave were studied. Firstly, the Al-Si eutectic mixture undergoes contact melting followed by formation of the reactionary surface as the melt spreads over the Cr and B particles surface. The melt is saturated with these elements followed by crystallization of CrB and $\text{Cr}(\text{Si}, \text{Al})_2$ grains. In the Cr- and B-rich areas and low melt concentration, the formation of CrB may occur by solid-phase interaction supported via gas-transport reaction. Dynamic X-ray

diffraction confirmed the sequential formation of chromium monoboride CrB and after chromium silicide Cr₅Si₃ or chromium aluminosilicide Cr(Si,Al)₂.

Kinetics of the SHS process, and stages of chemical and structure formation in systems Ta-Zr-C, Ti-C-Ca₃(PO₄)₂ also are discussed.

ТЕРМОДИНАМИКА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Хина¹ Б.Б., Горанский² Г.Г.

¹-Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, khina_brs@mail.ru

²-Научно-технологический парк “Политехник”, Белорусский Национальный технический университет, Минск

Аморфные сплавы (АС), или металлические стекла, обладают уникальными свойствами (упругими, магнитными, антикоррозионными, триботехническими и др.) и используются в качестве материалов и покрытий различного назначения [1]. Кроме того, полная или частичная кристаллизация аморфных фаз при нагреве применяется для получения субмикро- и нанокристаллических сплавов. Аморфные фазы получают путем быстрого охлаждения (заковки) расплава или методом механического легирования. Они имеют атомно-кластерную структуру, которая изменяется при отжиге ниже температуры кристаллизации T_{cr} (так называемая структурная релаксация) и при пластической деформации, что приводит к изменению физических свойств. Для оценки термодинамического (ТД) параметра (энтальпии) переохлажденных расплавов и их способности к аморфизации при быстрой заковке применяют модель Миедымы. Однако до сих пор не было выполнено сравнения теоретических ТД характеристик аморфных фаз с экспериментальными данными. Известен электрохимический способ измерения ТД параметра АС – разности химического потенциала металла-основы $\Delta\mu$ между АС и чистым металлом – путем мгновенного фиксирования электродвижущей силы (МФЭДС) [2]. Но во многих случаях заковка расплава методом спиннингования приводит к формированию многофазного аморфно-кристаллического сплава, что связано с большим (на 1-2 порядка) различием скоростей охлаждения на двух сторонах получаемой ленты. Для многофазного сплава физический смысл ТД данных, измеренных методом МФЭДС, не определен.

В данной работе создан теоретический метод расчета химического потенциала металла-основы (железа) аморфной фазы $\mu_{Fe}^{(am)}$ в многофазном аморфно-кристаллическом сплаве систем Fe-Si-B-Ni и Fe-Si-B-Ni-Co-Cr-Mo на основе данных, полученных путем МФЭДС.

Экспериментальные исследования проводили на многокомпонентных экономно-легированных быстрозакаленных сплавах составов Fe - 7.3% Si - 14.2% В - 8.26% Ni и Fe - 0.32% Si - 4.8% В - 6.68% Ni - 2.42% Со - 8.88% Cr - 6.42% Мо (% масс.), полученных путем спиннингования расплава. После заковки сплавы

содержали в аморфной матрице включения фаз Fe₂B, FeB, FeSi, σ-FeCr, λ-Fe₂Mo и α-твердого раствора на основе железа. Далее материал подвергали атриторной обработке (АО), что привело к повышению доли аморфной фазы до 98%. При этом, по данным ДТА, повышались значения T_{ср}, т.е. увеличивалась стабильность аморфных фаз.

В равновесной системе химический потенциал *i*-го элемента одинаков во всех фазах $\mu_i^{(\varphi)} = \text{const}$, где φ – номер фазы. Для неравновесного многофазного сплава примем, что эффективный химический потенциал μ_i^{ef} есть средневзвешенная величина по мольным долям фаз X_φ: $\mu_i^{\text{ef}} = \sum_{\varphi} \mu_i^{(\varphi)} X_{\varphi}$. Тогда для железа (основы сплава) получим соотношение, связывающее измеренную методом МФЭДС величину Δμ_{Fe} и его химический потенциал в аморфной фазе:

$$\mu_{\text{Fe}}^{(\text{am})} = \left(\Delta\mu_{\text{Fe}} - \sum_{\varphi=2}^N \mu_{\text{Fe}}^{(\varphi)} X_{\varphi} + G_{\text{Fe}}^{(\alpha)} \right) / X_{\text{am}}$$

где $G_{\text{Fe}}^{(\alpha)} \equiv \mu_{\text{Fe}}^{(\alpha)}$ – энергия Гиббса чистого α-железа, *N* – число фаз, номер 1 относится к аморфной фазе (am).

В многокомпонентной фазе φ парциальная молярная величина для *i*-го компонента $z_i^{(\varphi)} \equiv \mu_i^{(\varphi)}, h_i^{(\varphi)}, s_i^{(\varphi)}$ (химический потенциал, парциальная энтальпия и энтропия) определяется из соответствующего интегрального ТД параметра этой фазы Z_φ ≡ G_φ, H_φ, S_φ, (энергия Гиббса, энтальпия и энтропия в расчете на 1 моль раствора) по уравнению

$$z_i^{(\varphi)} = Z_{\varphi} + \sum_{j=2}^k (\delta_{ij} - x_j) \frac{\partial Z_{\varphi}}{\partial x_j},$$

где *k* – число компонентов, причем за 1-й компонент принят элемент-основа сплава (Fe), δ_{ij} – символ Кронекера.

Для определения ТД параметров Z_φ кристаллических фаз (соединений и α-твердого раствора на основе Fe) использован подход CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams) [3], в котором энергия Гиббса твердых растворов замещения описывается моделью регулярных растворов с разложением коэффициентов в ряд по концентрации по полиномам Редлиха-Кистера-Муггиану. Для соединений (Fe₂B, FeB и пр.) использована подрешеточная модель Хиллберта-Стаффансона. В указанные модели входят ТД параметры чистых элементов в состоянии, соответствующем кристаллической решетке данной фазы. Они рассчитаны с использованием базы ТД данных SGTE [4]. Значения большого числа параметров, входящих в ТД модели для всех фаз, взяты из большого числа работ по ТД расчету бинарных и тройных диаграмм состояния.

По разработанной модели из экспериментальных данных, измеренных методом МФЭДС для многофазных неравновесных (аморфно-кристаллических) сплавов, рассчитан химический потенциал железа (элемента-основы) аморфных фаз для указанных многокомпонентных систем. Эта величина напрямую связана

не только с составом, но и с атомно-кластерной структурой аморфной фазы. Показано, что с увеличением времени АО, когда происходит растворение кристаллических фаз, химический потенциал железа понижается. Это обуславливает стабилизацию аморфных фаз – рост величины T_{cr} с увеличением длительности АО и повышение энергии активации кристаллизации, определенной по данным ДТА. При этом термодинамическая стабильность аморфной фазы, полученной при АО быстрозакаленного сплава в семикомпонентной системе выше, чем в четырехкомпонентной, что связано с более низкими значениями химического потенциала железа.

Кроме того, из рассчитанных величин $\mu_{Fe}^{(am)}$ определены энтальпийная и энтропийная составляющая – величины $h_{Fe}^{(am)}$ и $s_{Fe}^{(am)}$. Для этого рассчитана энтропия аморфной фазы, в которую, помимо энтропий чистых компонентов в жидком состоянии, принятого в качестве стандартного состояния для аморфной фазы, и идеальной энтропии смешения входит еще энтропия несоответствия (mismatch entropy) [5]. Парциальная энтальпия железа (элемента-основы) $h_{Fe}^{(am)}$ в аморфной фазе напрямую связана с тепловыделением при ее кристаллизации.

Выполнено сравнение полученных значений $\mu_{Fe}^{(am)}$ и $h_{Fe}^{(am)}$ с данными, рассчитанными с использованием полуэмпирической модели Миедымы для указанных сплавов. Установлено, что модель Миедымы дает существенно заниженные величины, т.е. показана ее ограниченность применительно к оценке ТД характеристик многокомпонентных аморфных сплавов. Это связано со структурой модели Миедымы, которая изначально не ориентирована на CALPHAD-подход.

Таким образом, создана новая ТД модель для определения парциальных молярных величин металла-основы аморфной фазы (в данном случае железа) по результатам электрохимических исследований многофазного аморфно-кристаллического сплава. Разработанный подход позволяет с термодинамических позиций оценивать структурную релаксацию аморфных фаз при отжиге, изменение их атомно-кластерной структуры при пластической деформации, анализировать превращения при кристаллизации аморфных фаз, а также дает возможность описать разницу в структуре аморфных фаз, полученных различными методами – быстрой закалкой расплава и механолегированием.

Список литературы:

1. Elliott S.R. Physics of Amorphous Materials. Longman Group, 1983. 386 pp.
2. Куценко И.Б., Соломонова И.В., Томилин И.А. Термодинамическая стабильность аморфных металлических сплавов // Журн. физ. химии, 1992, т.66, № 12, с.3198-3204.
3. Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. Computational Thermodynamics: The Calphad Method. Cambridge University Press, 2007. 313 pp.
4. Dinsdale A.T. SGTE data for pure elements // Calphad, 1991, v.15, p.317-425.
5. Mansoori G.A., Carnahan N.F., Starling K.E., Leland T.W., jr. Equilibrium thermodynamic properties of the mixture of hard spheres // J. Chem. Phys., 1971, v.54, p.1523-1525.

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ: ПОЛУЧЕНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ

Жеребцов С.В., Салищев Г.А.

*Белгородский государственный национальный исследовательский
университет, Белгород, zherebtsov@bsu.edu.ru*

Сплавы на основе титана в силу сочетания высокой удельной прочности и коррозионной стойкости находят широкое применение во многих отраслях промышленности. Повышение механических свойств титана и его сплавов, достигнутое измельчением микроструктуры, могло бы существенно расширить области их применения. Одним из интенсивно развиваемых в последние десятилетия способов повышения механических свойств металлических материалов является формирование в них большими (интенсивными) пластическими деформациями ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с размерами структурных элементов: зерен, субзерен, частиц фаз, порядка 10-100 нм. Строение таких материалов более сложное, чем материалов в обычном состоянии. Кроме того, формирование УМЗ структуры в металлических материалах связано с многочисленными трудностями, прежде всего вследствие довольно низкой технологической пластичностью при температурах обработки, что приводит к росту трудоемкости процесса. Поэтому требуется всесторонняя оценка преимуществ перевода в УМЗ состояние титана и его сплавов.

В докладе рассматриваются особенности структуры, методов получения и механические свойства титана и двухфазных титановых сплавов с УМЗ структурой. Исследуется формирование микроструктуры сплавов на основе титана в ходе большой деформации в широком интервале температур. Выявляются подходы к достижению однородной микроструктуры с наименьшим размером зерен. Анализируются механизмы и кинетика формирования структуры в титане и двухфазных титановых сплавах в зависимости от влияния различных факторов в ходе большой пластической деформации. Определяются условия получения УМЗ структуры в сплавах на основе титана. На основании исследованного комплекса механических свойств (включая статическую и циклическую прочность, трещиностойкость, высокотемпературные свойства) делается вывод о границах применимости УМЗ титана и титановых сплавов. Приводятся примеры практического применения УМЗ титановых сплавов.

ДИФФУЗИОННЫЕ ВОЛНЫ ПРИ НАСЫЩЕНИИ СПЛАВОВ ЛЕГКОПОДВИЖНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

Левинский Ю.В.

МИТХТ им. М.В. Ломоносова, Москва

При насыщении сложнолегированных сплавов легкоподвижными элементами (азотом, углеродом, водородом) возникают ситуации, при которых в образовавшихся на ранних стадиях диффузионных слоях нитридов, карбидов, гидридов на более поздних стадиях происходит перераспределение легирующих элементов сплава, изначально равномерно распределенных по толщине образцов

Экспериментально этот процесс исследован на примере азотирования титановых сплавов ВТ-1-3, ВТ-20, ОТ4-1, ВТ-9, легированных хромом, молибденом, железом, кремнием, цирконием, марганцем, ванадием.

Пример распределения легирующих элементов в сплаве ВТ-3-1 после азотирования при температуре 1300 С в течение 5 час приведен на рис. 1 , а на рис.2 – схема, объясняющая волнообразное распределение легирующих элементов.

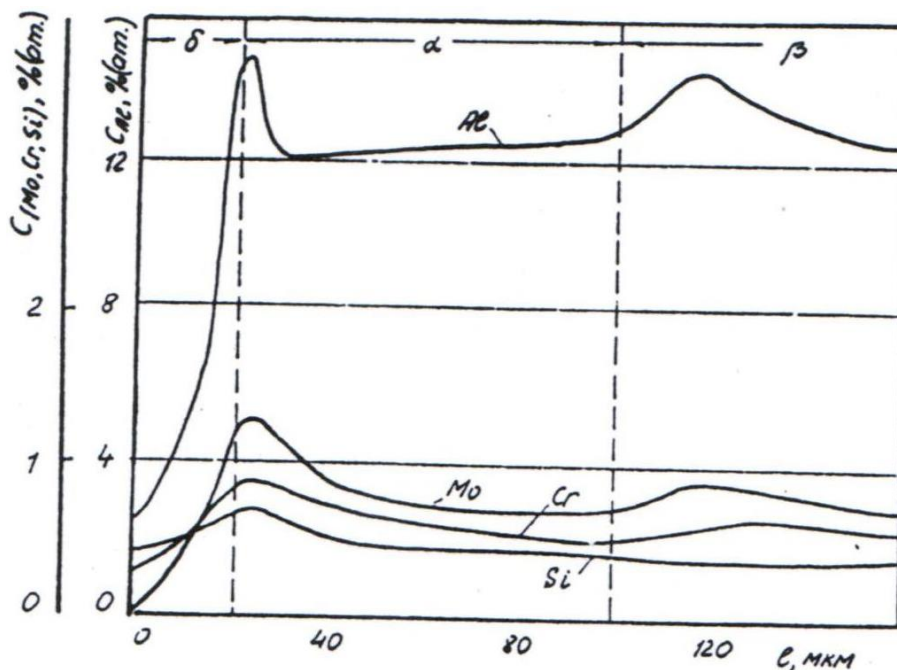


Рис. 1. Распределение легирующих элементов по толщине азотированного сплава ВТ-3-1 ($T = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 ч.).

В работе обсуждается математическая модель процесса и следующие из ее анализа выводы.

Предложено выражение для безразмерного критерия, определяющего степень изменения концентрации легирующих элементов в подложке и диффузионных слоях.

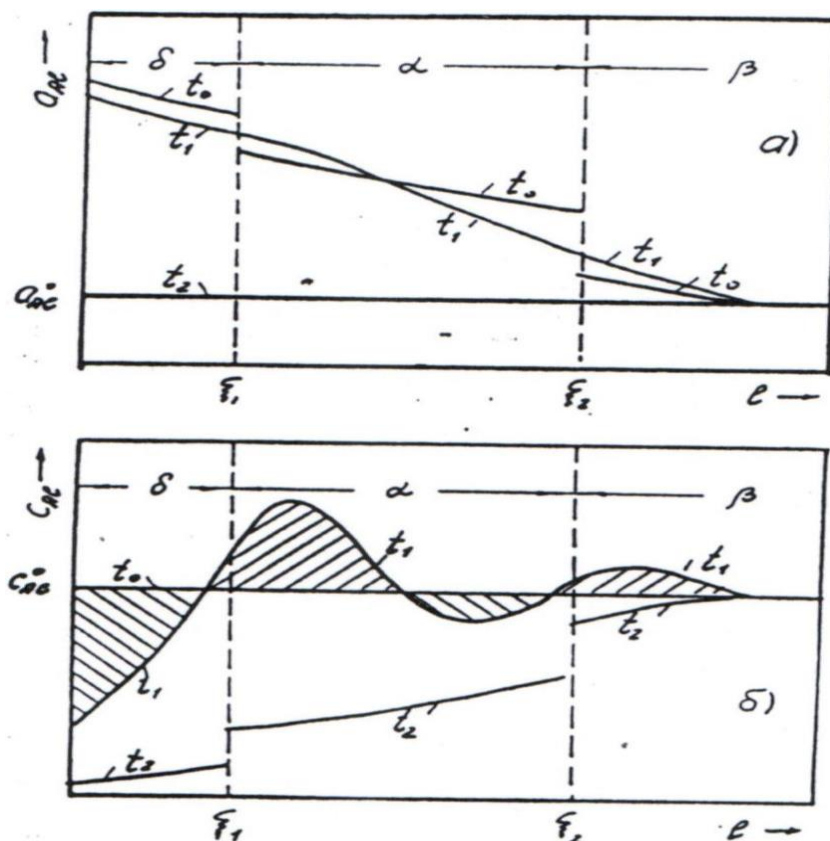


Рис. 2. Схемы распределения активности (а) и концентрации легирующего элемента (б) по глубине азотирования и времени азотирования $0 < t_0 < t_1 < t_2$ (пунктирные линии указывают границы δ - и β -слоев).

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ ЖАРСТОЙКОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ БОРИДА И СИЛИЦИДОВ ЦИРКОНИЯ

Яцюк¹ И.В. аспирант, Потанин¹ А.Ю., Погожев¹ Ю.С., Новиков¹ А.В.,
Левашов¹ Е.А., Кочетов^{1,2} Н.А.

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

²- Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН (ИСМАН), Черноголовка

Керамика на основе борида циркония ZrB_2 относится к классу высокотемпературных материалов, которые весьма перспективны для работы в условиях сверхвысоких температур и агрессивных сред. Это обусловлено рядом

свойств: высокой температурой плавления (3245 °C), эрозионной стойкостью, стойкостью к термическому удару, а также стойкостью к высокотемпературному окислению. Добавки дисилицида $ZrSi_2$ повышают прочность на изгиб керамики на основе ZrB_2 путем увеличения плотности и уменьшения размера зерен. Такого рода керамические материалы могут активно применяться в качестве прекурсора для напыления многокомпонентных наноструктурных покрытий (МНП) на основе боридов и силицидов циркония на ответственные узлы и детали ракетно-космической техники. Одним из наиболее перспективных методов осаждения такого рода покрытий является магнетронное распыление композиционных СВС мишеней-катодов, содержащих все необходимые элементы в заданном соотношении.

Целью данной работы являлись экспериментальные исследования процесса горения реакционных смесей в системах $Zr-Si-B$ и $Zr-B$, состав которых рассчитывался по формулам 50 % ZrB_2 + 50 % $ZrSi_2$ и 100 % ZrB_2 , а также структурные исследования компактных продуктов синтеза.

В работе было исследовано влияние начальной температуры процесса СВС и состава исходных реакционных смесей на кинетику горения. Добавление кремния способствует снижению температуры и скорости горения. Также добавление кремния способствует уменьшению размера зерен фазы ZrB_2 и увеличению плотности образца.

Для каждого состава были рассчитаны значения эффективной энергии активации процесса горения, которые оказались в диапазоне 100-150 кДж/моль. Это свидетельствует о ведущей роли массопереноса реагентов через образующийся расплав. Взаимодействие между реагентами протекает с малыми кинетическими затруднениями.

Компактные керамические материалы были получены по технологии силового СВС-компактирования. Комплексные исследования микроструктуры и фазового состава компактных продуктов синтеза были проведены с использованием методов СЭМ, ЭДС и РФА. Фазовый состав продуктов синтеза реакционной смеси, рассчитанной на образование 100 % ZrB_2 , практически не отличается от расчетного и включает соединение ZrB_2 и незначительное количество оксида ZrO_2 . Фазовый состав продуктов синтеза реакционной смеси, рассчитанной на образование 50 % ZrB_2 + 50 % $ZrSi_2$, включает в свой состав соединения ZrB_2 и $ZrSi_2$, а также незначительное количество оксида ZrO_2 . Установлено, что с добавлением кремния уменьшается остаточная пористость СВС-образцов, так как в их структуре формируется матричная фаза дисилицида $ZrSi_2$, в которой равномерно распределены зерна диборида циркония ZrB_2 .

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 13-08-01267).

СИНТЕЗ МАХ-ФАЗЫ Ti_2AlN СПЕКАНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ В ВАКУУМНОЙ ПЕЧИ

Кондаков А.А. молодой ученый, Студеникин И.А., Линде А.В., Грачев В.В.

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

Слоистый материал Ti_2AlN , состоящий из трех элементов, принадлежит к семейству МАХ-соединений с общей формулой $M_{n+1}AX_n$ (обычно $n = 1\div 3$), в которых М – переходный металл, А – чаще всего элемент из IIIA и IVA групп, X – углерод или азот. Ti_2AlN проявляет уникальное сочетание достоинств металлов и керамик. Обладает высокой электро- и теплопроводностью, высоким модулем упругости, низкой плотностью, превосходной стойкостью к тепловому удару и легкой обрабатываемостью [1]. В связи с этим Ti_2AlN может использоваться в качестве переходных слоев в полупроводниках, упрочняющих и уплотняющих агентов в сплавах и т.д. [2,3]. За последнее время были предприняты несколько попыток получения Ti_2AlN такими методами, как горячее изостатическое прессование [1], ударно-активированное спекание [4], реакционное магнетронное напыление [5], горячее прессование [6], искровое плазменное спекание [7-8]. Цель данной работы состоит в получении однофазного продукта, МАХ-фазы Ti_2AlN , спеканием различных композиций в вакуумной печи.

Для приготовления исходной смеси твердых реагентов использовали порошок титана (марки ПТС-1), нитрида титана и нитрида алюминия, взятых в следующих пропорциях: $Ti:AlN=2:1$ и $Ti:Al:TiN=1:1:1$.

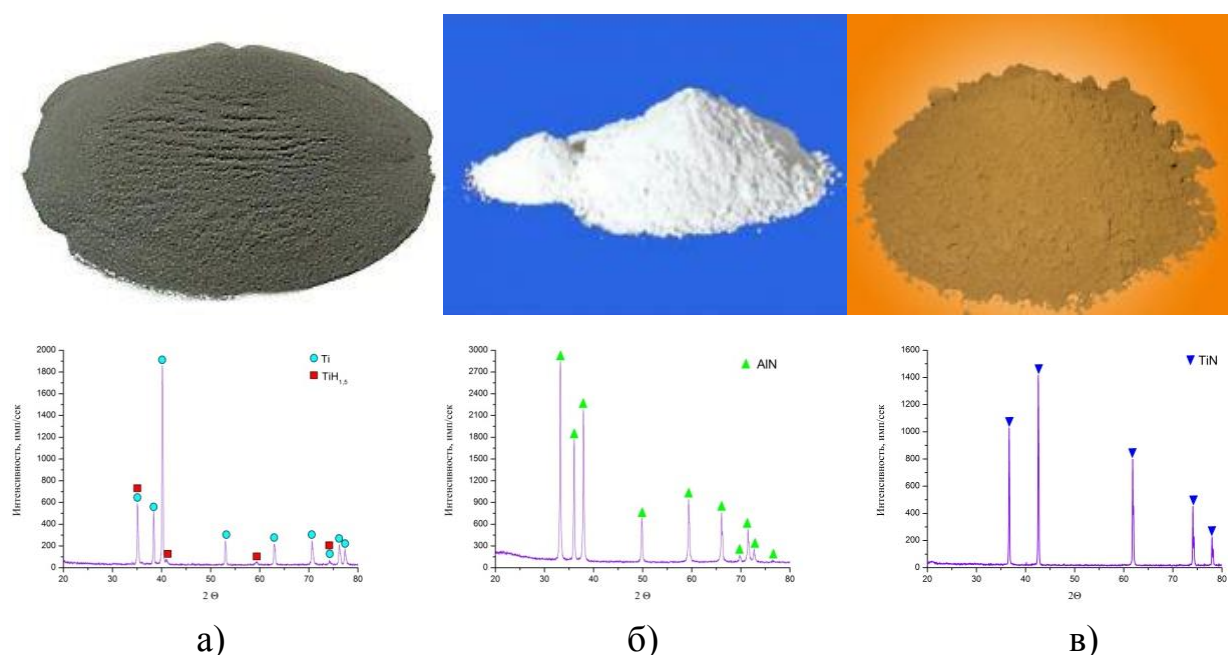


Рис. 1. Фотографии и дифрактограммы исходных порошков титана (а), нитрида алюминия (б) и нитрида титана (в).

Смешение исходных порошков производилось в планетарной шаровой мельнице в соотношении массы шихты и шаров 2:1, в течение 30 минут. В результате смешения получились смеси порошков (представлены на рисунке 2), которые либо засыпались в кварцевые стаканчики диаметром 15 мм, либо из них прессовались таблетки диаметром 15 мм и относительной плотностью 64%.

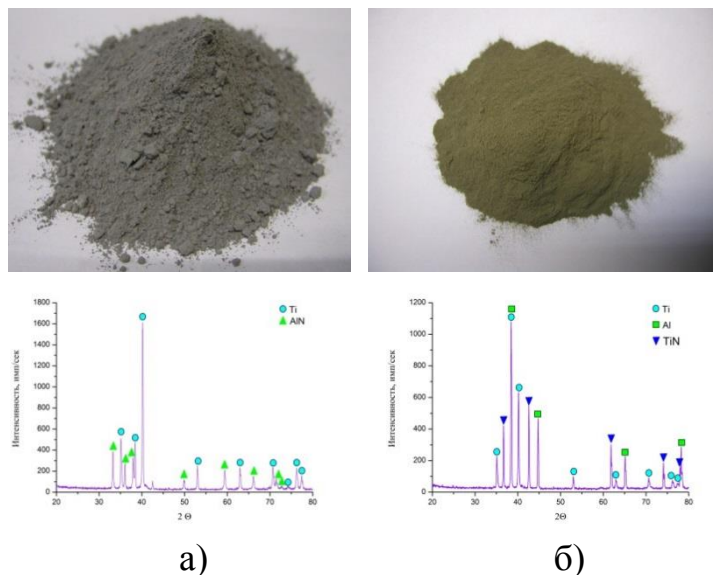


Рис.2. Фотографии и дифрактограммы шихт 2Ti+AlN (а), Ti+Al+TiN (б) после смешения.

Спекание проводилось в вакуумной электропечи сопротивления СНВЭ – 16/16 при следующих температурах выдержки: 1100°C; 1200°C, 1300°C, 1400°C, 1500°C. Во всех экспериментах время выдержки образцов составляло – 60 минут, давление - $5,8 \times 10^{-6}$ мм.рт.ст. Фазовый состав продуктов реакционного спекания проводился методом рентгенофазового анализа на дифрактометре ДРОН-3М. Результаты рентгеновского анализа сопоставляли с микроструктурой изломов образцов, полученной с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss Ultra plus. Методом корундовых чисел определялось количественное содержание фаз в образцах.

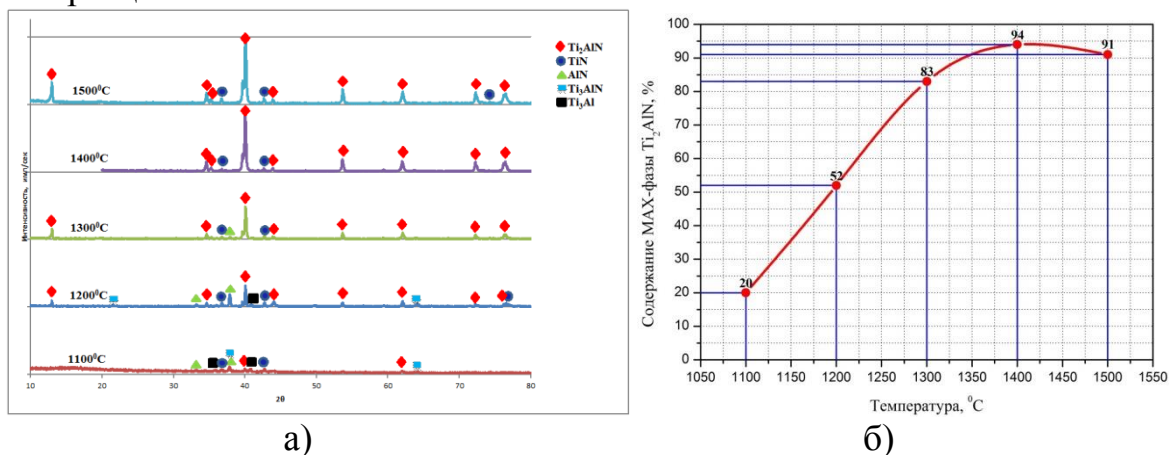


Рис. 3. Дифрактограммы образцов (а) и объемная доля МАХ-Фазы Ti₂AlN в % (б) при различных температурах спекания шихты 2Ti+AlN.

На рис.3(а) показаны дифрактограммы образцов из которых видно, что при температурах от 1100°C до 1200°C продукт является многофазным и содержит следующие фазы: Ti_2AlN , TiN , AlN , Ti_3AlN , Ti_3Al . С повышением температуры количество МАХ-фазы Ti_2AlN увеличивается с 20 до 52% (рис.3б). При повышении температуры до 1300°C продукт содержит следующие фазы (рис. 3(а,б): Ti_2AlN – 83%, TiN – 12% и AlN – 5%. Дальнейшее увеличение температуры до 1400°C приводит к образованию двухфазного продукта, состоящего из фаз Ti_2AlN – 94% и фазы TiN – 6%. При достижении температуры в 1500°C видно, что продукт остается двухфазным Ti_2AlN и TiN , но наблюдается незначительное снижение содержания МАХ-фазы Ti_2AlN до 91% и увеличивается содержание нитрида титана до 9%.

Таким образом, максимальное содержание МАХ-фазы Ti_2AlN 94% было получено при температуре 1400°C, поэтому спекание шихты состава $Ti:Al:TiN=1:1:1$ проводили при этой температуре.

В результате спекания получился монофазный продукт Ti_2AlN – 100%, о чем свидетельствует дифрактограмма на рис. 4 и микрофотографии на рис. 5.

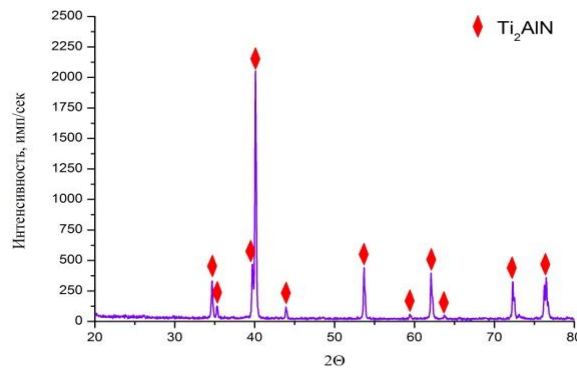
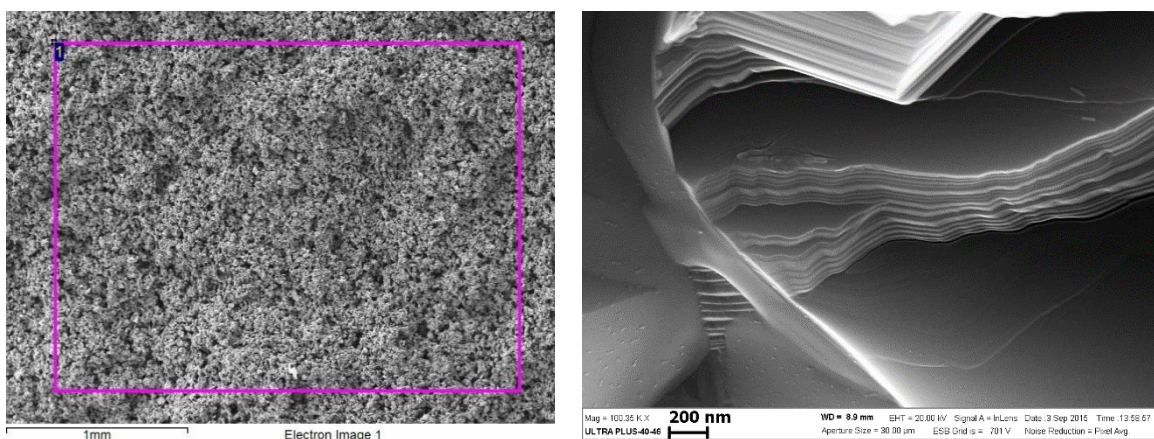


Рис. 4. Дифрактограмма продукта после реакционного спекания шихты $Ti+Al+TiN$ при температуре 1400°C в вакууме.



| Spectrum | N | Al | Ti |
|----------|-------|-------|-------|
| 1 | 23.56 | 25.68 | 50.76 |

а)

б)

Рис. 5. Микрофотографии образцов.

На рисунке 5 (а) представлена микрофотография излома образца. Анализ с достаточно большой площади (выделенной на рисунке линиями) показывает, что продукт состоит из МАХ-фазы Ti_2AlN . При большем увеличении рис. 5(б) видно, что образец имеет нано структуру и состоит из так называемых наноламинатов с размерностью нескольких десятков нанометров.

Таким образом, в результате проведенных исследований процесса спекания в вакуумной печи была определена зависимость содержания в конечном продукте МАХ-фазы Ti_2AlN от температуры выдержки и от состава исходной шихты. Для состава $Ti:Al:TiN=1:1:1$ при температуре выдержки $1400^\circ C$ по данным рентгенофазового и энергодисперсионного анализов был получен однофазный продукт со 100 % содержанием МАХ-фазы Ti_2AlN .

Список литературы:

1. Barsoum M, Ali M, El-Raghy T. Metall Mater Trans A 2000; 31: 1857–65.
2. Zhou Y, Sun Z. Phys Rev B 2000; 61:12570–3.
3. Barsoum M, Brodtkin D, El-Raghy T. Scr Mater 1997; 36:535–41.
4. Jordan J, Thadhani N. AIP Conf Proc 2002; 620:1097–100.
5. Beckers M, Sehell N, Martins RMS. J Appl Phys 2006; 99:34902–9.
6. Lin Z, Zhuo M, Li M, Wang J, Zhou Y. Scr Mater 2007; 56:1115–8.
7. Liu Y, Shi Z, Wang J, Qiao G, Jin Z, Shen Z. J Eur Ceram Soc 2011; 31:863–8.
8. Yan M, Mei B, Zhu J, Tian C, Wang P. Ceram Int 2008; 34:1439–42.

ЗАВИСИМОСТЬ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СМЕСЕЙ $NiAl$ ОТ ВРЕМЕНИ МА И МОДИФИКАТОРОВ

Рахимова А.Ж. магистрант, Курбаткина В.В., Пацера Е.И., Левашов Е.А.

Кафедра порошковой металлургии и функциональных покрытий НИТУ «МИСиС», Москва, tiffany_1993@mail.ru

Интерметаллид $NiAl$ обладает уникальными физико-механическими свойствами, что объясняет большой интерес со стороны экспертов в газотурбинной технике, авиационной, космической судостроительной сфере. Однако, получение порошка интерметаллида заданного фазового состава и структурой является затруднительной задачей для традиционных способов производства (литье, порошковая металлургия). Известным способом получения тугоплавких материалов является СВС с использованием предварительного механического активирования (МА).

В данной работе были проведены исследования зависимости структуры и свойств порошковых смесей и СВС продуктов от метода обработки и добавления модификаторов. Модификаторами были выбраны: BN , WC , в качестве порообразователя – $NaCl$.

Смеси готовили из порошков: Ni, Al, BN, WC, NaCl, для механического активирования (МА) использовали планетарную центробежную мельницу МПП-1. Синтез образцов в режиме послойного горения осуществляли в универсальном реакторе, в атмосфере аргона. Фазовый состав реакционных смесей и продуктов реакции изучали методом рентгенофазового анализа (РФА). Исследование структуры порошков проводили методами оптической и электронной микроскопии.

Исследование порошка после МА показало, что после обработки образуются слоистые агломераты, состоящие из слоев Ni и Al. Изучение продуктов горения МА смесей, показало, что после СВС формируются однофазные образцы состава NiAl, не содержащие других алюминидов никеля.

Добавление модификаторов BN и WC положительно влияет на уменьшение размера зерен NiAl. Установлено необходимое количество модификаторов. Наибольший эффект на размер частиц NiAl оказывает введение порообразователя NaCl.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках выполнения государственных работ в сфере научной деятельности базовой части государственного заказа № 2014/113, НИР 28.58.

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МИКРОСФЕР ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Суворов Д.С. магистрант, Хайдаров Б.Б., Юдин А.Г., Кузнецов Д.В.

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

Данная работа посвящена получению и исследованию наноструктурных микросфер оксида алюминия, а также поиску возможного применения полученного продукта.

В ходе исследования была получена серия экспериментальных образцов оксида алюминия методом распылительного пиролиза при температурах в интервале от 700 до 1200 °С с шагом 100 °С. Для получения порошка оксида алюминия использовались кристаллогидраты азотнокислого алюминия $Al(NO_3)_3 \times 9H_2O$. Данная соль начинает разлагаться при 150 °С с образованием оксида алюминия Al_2O_3 , диоксида азота и кислорода соответственно. Из данных солей были получены водные растворы с концентрацией нитрата алюминия 10% по массе, что способствует наилучшим значениям удельной поверхности и хорошей выработке конечного продукта.

Метод распылительного пиролиза позволяет получать широкий спектр материалов. Возможно получение функциональных и конструкционных материалов, а также отдельно стоит отметить возможность получения композиционных материалов.

Полученные порошки оксида алюминия представляют собой полые микросферы, стенки которых состоят из наночастиц, что подтверждается исследованиями методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. На рисунке 1 представлены СЭМ и ПЭМ изображения одного из экспериментальных образцов.

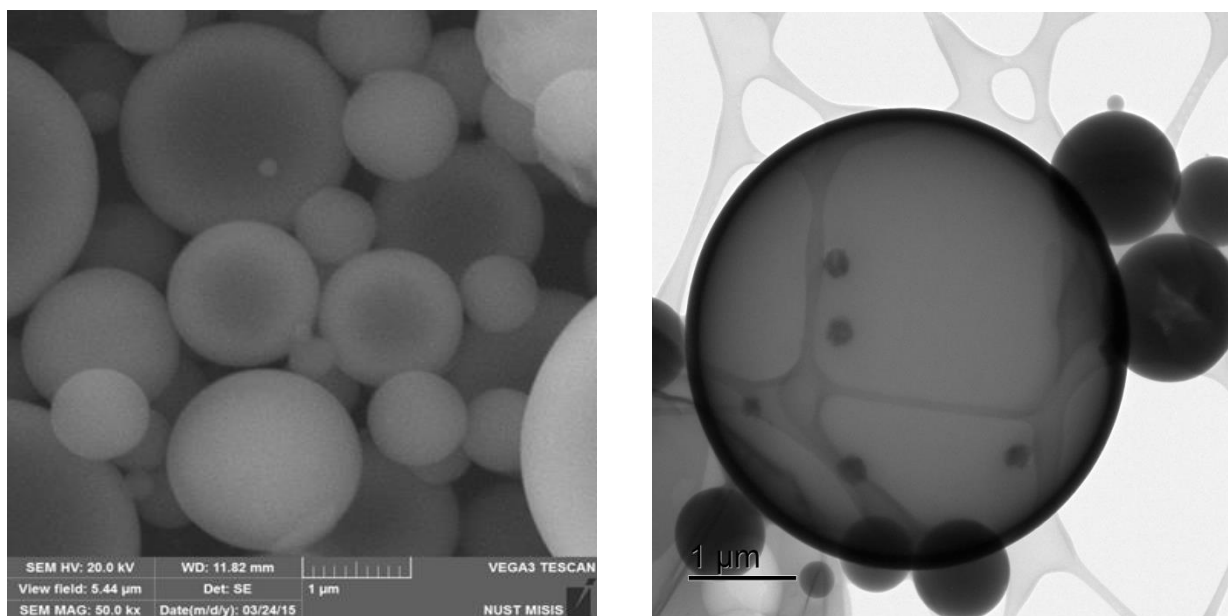


Рис.1. Микрофотографии образцов оксида алюминия.

Был произведен анализ распределения микросфер по размерам методом лазерной дифракции и методом случайных секущих по микрофотографиям. Размер микросфер лежит в интервале от 0,5 до 15 мкм, а средний размер составляет 5 мкм.

Методом рентгеновской дифракции была изучена структура полученных образцов оксида алюминия. Также для определения качественного и количественного элементного состава экспериментальных образцов был произведен микрорентгеноспектральный анализ. Методом низкотемпературной адсорбции азота была оценена величина удельной поверхности образцов оксида алюминия.

Выполнив исследование наноструктурных микросфер оксида алюминия, можно сделать вывод о том, что метод распылительного пиролиза является перспективным для получения дисперсных порошков с целью их дальнейшего эффективного использования в различных областях. Благодаря своей структуре и свойствам микросферы оксида алюминия могут применяться, как материал для

изготовления различных фильтров, а также могут быть эффективно использованы для высокотемпературной теплоизоляции.

ВЫЯВЛЕНИЕ МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ КОНДЕНСИРОВАННЫХ ПРОДУКТОВ ПРИ ГОРЕНИИ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ Ti×B

Тарасов А.Г. молодой ученый, Студеникин И.А.

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

Горение порошковых смесей переходных металлов с неметаллами (углерод, бор, кремний и т.д.) является эффективным способом синтеза тугоплавких соединений. Характерной особенностью данного способа является наличие локализованной в слое химической реакции, которая перемещается в пространстве исходных реагентов и переводит их в полезные продукты. Согласно имеющимся в научной литературе данным, в зависимости от соотношения характеристических времен горения t_r и структурообразования t_c имеются два предельных механизма формирования конечных продуктов [1,2]. Если $t_c \ll t_r$, то имеет место равновесный механизм структурообразования. Для равновесного механизма [1,2] характерными особенностями являются как малые величины скоростей горения (t_r велико), так и формирование продуктов горения через последовательность термодинамических равновесных фаз в соответствии с диаграммой состояния. Если $t_r \ll t_c$, то имеет место неравновесный механизм структурообразования. Неравновесный механизм характерен для быстропротекающих процессов [1,2]. Отметим, что согласно [1,2] формула связывающая скорость и время горения имеет вид: $t_r = \frac{a}{U^2}$, где a – температуропроводность смеси. В этом случае образующиеся продукты, согласно [1,2], находятся в метастабильном состоянии, например, в виде аморфных фаз или пересыщенного твердого раствора.

Основной задачей данной работы являлась проверка экспериментальным путем гипотезы о появлении новых фаз при изменении скорости горения.

На процесс воздействовали с помощью предварительной термовакуумной обработка порошка титана (ТВО) и организации потока инертного газа через горящий образец. Отметим, что выбор способов управления процессом горения был сделан с учетом данных теоретических работ [3,4], согласно которым такие воздействия должны приводить к изменению скорости горения смеси.

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

осуществлялось с помощью термовакuumной обработки (ТВО). По данным химического анализа: для исходного титана содержание водорода- 0,15% масс., кислорода – 0,35%. После ТВО - менее 0,01 водорода и 0,32% кислорода. Для сжигания использовались навески исходной смеси массой 10.00 ± 0.01 г.

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

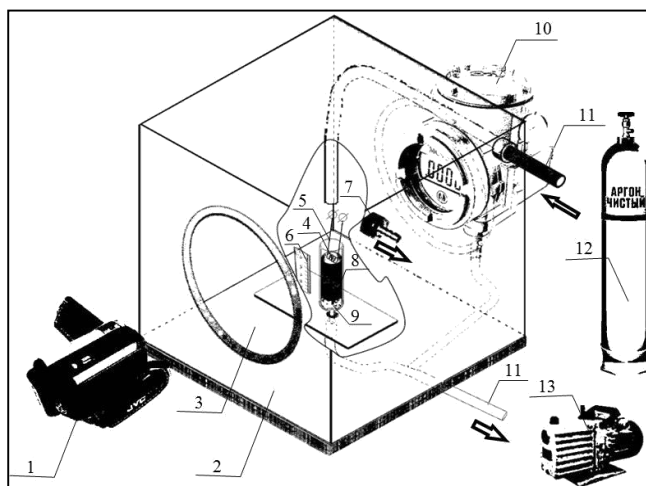


Рис.1. Схема экспериментальной установки. На рисунке цифрами обозначены: 1 – цифровая видеокамера; 2 – съемная часть корпуса установки (колпак); 3 – смотровые окна; 4 – эл. спираль; 5 – кварцевая пробирка; 6 – линейка; 7 – штуцер; 8 – исследуемый состав; 9 – засыпка из корунда; 10 – датчик давления;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

Исследуемая смесь (8) засыпалась в вертикально установленную кварцевую пробирку на подложку из слоя Al_2O_3 (корунд) высотой 15 мм с размером частиц более 0,5 мм и стальной сетки. К нижней части пробирки была припаяна трубка внутренним диаметром – 4 мм и высотой – 20 мм. Пробирка с исследуемой смесью помещалась внутрь реакционной камеры (2) с прозрачными окнами (3). Перед экспериментом реакционная камера заполнялась подаваемым из баллона инертным газом, - аргоном (12), избыток которого удалялся в окружающую атмосферу через штуцер (7), что позволяло осуществлять горение смеси при атмосферном давлении в реакционной камере как при включенном, так и при выключенном насосе. Как показали опыты, для этого оказывается достаточным подавать газ при давлении равном 1,3 атм. 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 электроспирали (4). В процессе распространения волны горения данные с цифровой видеокамеры и датчика давления (10) записывались в память компьютера.

Типичная фотография процесса горения (а) и зависимость скорости горения от состава смесей, для различных условий проведения эксперимента (б) представлена на рис.2.

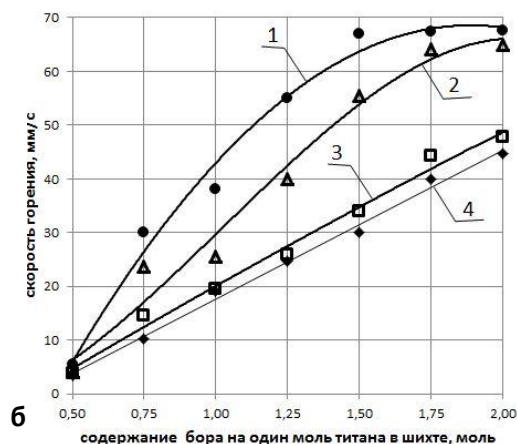


Рис.2. Типичная фотография процесса горения смеси (на примере состава $Ti+1.25B$ горящего в потоке аргона) (а) и зависимость скорости горения от состава смеси, для различных условий проведения экспериментов (б). На рисунке 2(б) цифрами обозначены: кривые 1, 3 – при продуве, 2, 4 – без продува; 1,2 – использование титана, прошедшего ТВО.

В результате проведенных экспериментов было показано, что для смесей, приготовленных из титана, не прошедшего ТВО, организация продува горящего образца инертным газом в направлении распространения фронта горения приводит к менее заметному увеличению скорости горения, чем для смесей с титаном прошедшим ТВО (см. рис.2(б)).

Экспериментально обнаружено, что изменение скорости горения посредством организации потока инертного газа через образец и ТВО порошка титана не приводит к изменению фазового состава конденсированных продуктов, что свидетельствует о равновесном механизме формирования продуктов.

Список использованной литературы:

1. А.Г. Мержанов, А.С. Мукасян. Твердопламенное горение. М.: Торус Пресс, 2007.
2. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: Учеб. пособие. / Под научной редакцией В.Н. Анциферова. — М.: Машиностроение-1, 2007.
3. Смоляков В.К. О «шероховатости» фронта безгазового горения // Физика горения и взрыва, 2001, т.37, №3. С. 33-44.
4. Б.С. Сеплярский. Природа аномальной зависимости скорости горения безгазовых систем от диаметра. Докл. РАН, 2004. Том 396. № 5, С. 640-643.

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

ФОРМИРОВАНИЕ МЕМБРАН ПРИ ЖИДКОФАЗНОМ ГОРЕНИИ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И ОКСИДОВ НИКЕЛЯ И КОБАЛЬТА ДЛЯ ГИБРИДНОГО КОНВЕРТЕРА

Уваров С.В. инженер- исследователь, Лорян В.Э., Уваров В.И.

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черногловка, uvar@ism.ac.ru*

Нанокаталитическая технология генерации синтез-газа на базе высокопористых каталитически активных мембран из сырья природный газ, а также продукты биомассы, такие как этанол, легкие углеводороды и продукты ферментации без их выделения представляет новое направление в сфере химических технологий, которое в силу своих особенностей имеют важное значение для создания автономных источников электроэнергии на базе топливных батарей ТОТЭ [1].

В работе исследованы режимы синтеза высокопористых мембран с восстановительной стадией в процессах СВС. Для синтеза образцов на основе $\text{Co}_3\text{O}_4\text{-Al-NiO}$ с восстановительной стадией использовали порошок NiO марки ПНК-УТ1 со средней величиной частиц 50 нм, (10 МАС. %), порошок алюминия марки АСД-4 (5 МАС. %) и порошок оксида кобальта марки ПК-1(85 МАС. %). На рисунке 1 показана микрофотография исходного порошка NiO.

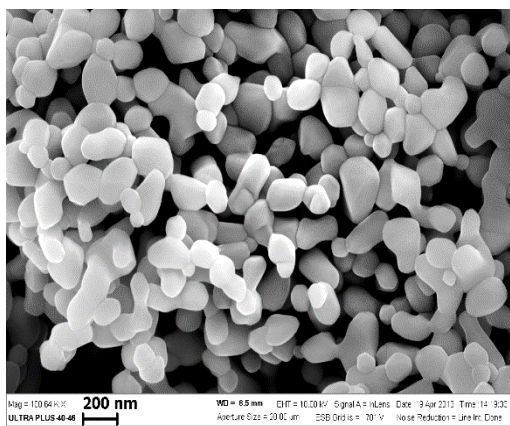


Рис.1.

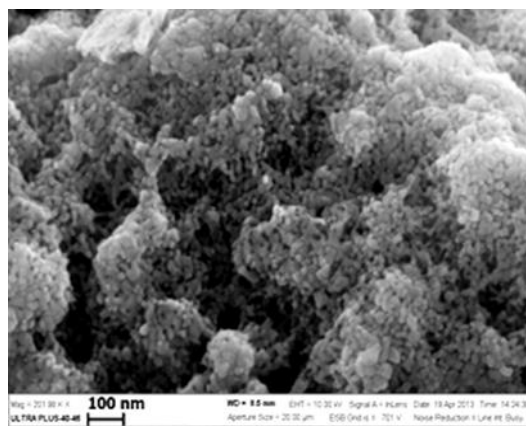


Рис. 2

На рисунке 2 показана микрофотография исходного порошка Co_3O_4 . Синтеза экспериментального образца проводили методом СВС. Для этого приготавливали шихту исходных компонентов, помещали в барабан и производили смешивание в течение одного часа. Затем полученную шихту загружали в графитовую пресс-форму и помещали в вакуумную печь. Исходную шихту внешним нагревом доводили до температуры самовоспламенения, после чего происходило самопроизвольное горение шихты по объему. Синтезированы

образцы на основе NiO-Al-Co₃O₄ со следующими характеристиками: открытая пористость,

% 40-48; величина открытых пор, мкм 1-3; размер наночастиц в образце, нм 10-20; предел прочности при изгибе, МПа 39; газопроницаемость, мкм² 1,19. Фазовый анализ образцов, проведенный на дифрактометре ДРОН-3м, показал наличие фазы свободного Ni и Co и показан на рентгенограмме рис 3.

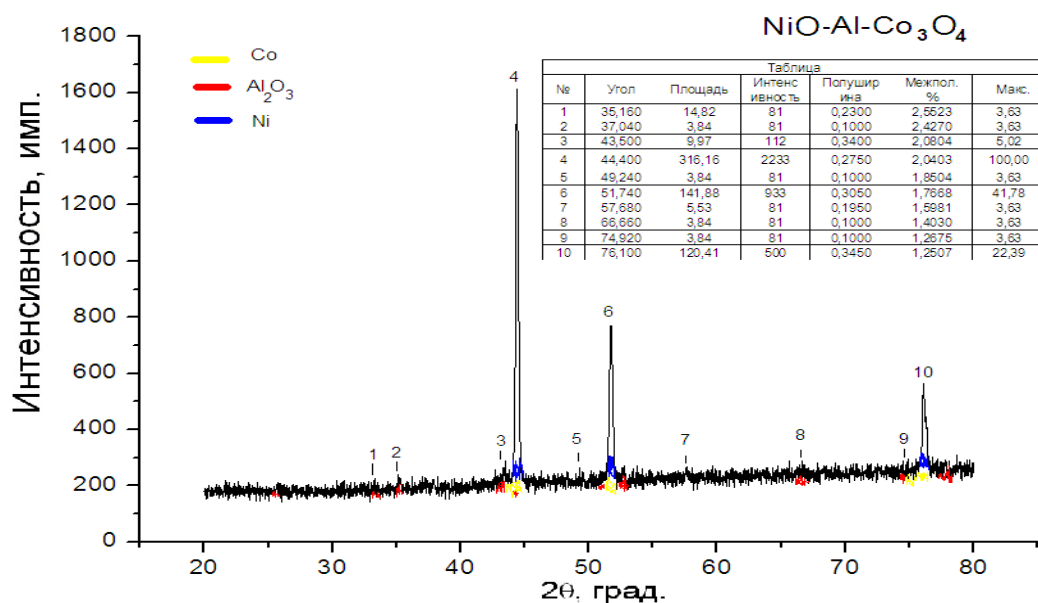
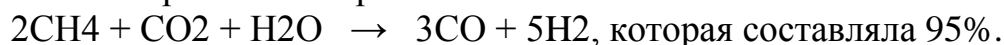


Рис. 3.

Величина пор изготовленных мембран определялась согласно ГОСТ 13523-78. При измерении пор мембраны продувались различными газами. Измерения показали, что величина пор, полученных образцов керамических мембран составляла 1-3мкм.

Синтезированы образцы на основе NiO-Al-Co₃O₄ со следующими характеристиками: открытая пористость, % 40-48; величина открытых пор, мкм 1-3; размер наночастиц в образце, нм 10-20; предел прочности при изгибе, МПа 39; газопроницаемость, мкм² 1,19.

Испытание каталитической активности и проницаемости проводилось на оригинальных лабораторных каталитических установках с использованием трубчатой и дисковой мембран. Анализ газообразных продуктов осуществлялся методом газовой хроматографии и ИК-спектрометрии в режиме " on-line" с помощью газового хроматографа "LXM-80" и газоанализатора "Riken-KeKy". На изготовленном конверторе была исследована реакция углекислотно-паровой конверсии метана в синтез-газ:



Для работы в интегрированной схеме с средне- и низкотемпературными ТОТЭ будет также разработан гибридный реактор с высокопористой каталитически активной мембраной, в объеме которой будет установлена пористая трубка на основе палладий содержащего сплава. При использовании гибридного конвертера в процессе парового риформинга органического сырья

наряду с синтез-газом выделяется до 58% ультрачистого водорода со степенью чистоты выше 99,9999%.

Список использованной литературы:

1. «Керамические мембраны, модифицированные оксидными каталитическими покрытиями, как «ансамбль» каталитических нанореакторов», В. И. Уваров, И. П. Боровинская, М. В. Цодиков, В.В. Тепляков и др., Кинетика и Катализ, 2006, том 47, № 1, с. 29-39.

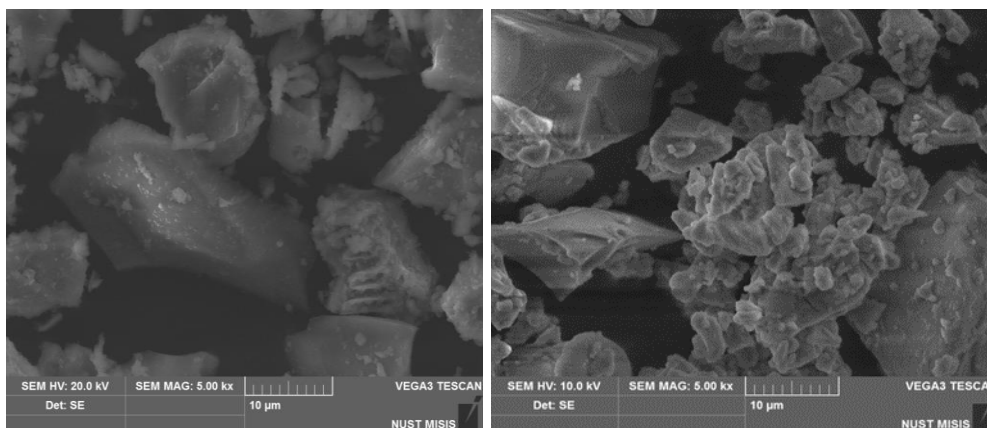
ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ МИНЕРАЛЬНЫХ ВЯЖУЩИХ ИЗ ОТХОДОВ ДОМЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА

***Хайдаров Б.Б. аспирант, Мазов И.Н., Кузнецов Д.В., Суворов Д.С.,
Салтыкова Я.С.***

***ФГАОУ ВПО Национальный Исследовательский Технологический
Университет «МИСиС», Москва, bezod1991@mail.ru***

В данной работе рассматривается проблема переработки промышленных отходов, в частности утилизация металлургических шлаков. Состав доменных шлаков несколько похож на состав цементного клинкера. В составе доменных шлаков так же присутствуют фазы, обладающие гидравлическими свойствами. Предложено решение по получению бесклинкерных вяжущих из переработанного металлургического доменного шлака. Инновационной составляющей данной работы является метод переработки. Современные способы переработки шлаков включают в себя помол в барабанных и планетарных мельницах, причем после такого помола величина удельной поверхности не превышает 1-2 м²/г. Использование аппаратов вихревого слоя позволяет получить шлак более тонкого помола с величиной поверхности до 7 м²/г, пригодный для последующего применения в качестве бесклинкерных вяжущих. Применение аппарата вихревого слоя позволяет существенно снизить расход электроэнергии.

В ходе работы испробованы различные режимы получения бесклинкерных вяжущих с целью определения оптимальных параметров. Так же был рассмотрен эффект добавок различных химических активаторов, таких как NaOH, зола уноса, SiO₂. В рамках работы было изучено влияние данных добавок на распределение по размерам частиц шлака после помола, а также изготовлены тестовые образцы бетонов с использованием данной схемы. Полученные образцы продемонстрировали отличные прочностные характеристики – испытания на сжатие показали, что данные образца имеют прочность 30 МПа.



а)

б)

Рис.1. Микрофотографии вяжущих: а) Цемент марки м500 б) бесклнкерное вяжущее на основе доменного гранулированного шлака после АВС.

СВС КАРБИДА БОРА В УСЛОВИЯХ ТЕМПЕРАТУРНОГО ГРАДИЕНТА

***Ковалев И.Д. молодой ученый, Пономарев В.И., Коновалихин С.В.,
Вершинников В.И.***

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

Карбид бора обладает множеством полезных свойств, таких как высокая твердость, температура плавления, низкий удельный вес, стойкость к коррозии и химически агрессивным средам, высокое сечение захвата нейтронов. Эти свойства определяют широкую область применения карбида бора – легкая броня, абразивные покрытия, режущий инструмент, контрольные стержни ядерных реакторов, полупроводники, композиционные материалы.

Карбид бора является фазой переменного состава и имеет ромбоэдрическую структуру, в которой икосаэдры связаны друг с другом прямыми связями, а также трехатомными линейными группами. Исследованию карбида бора посвящено много работ, но остаются некоторые вопросы структурного плана.

Особенности распределения атомов углерода в структуре карбида бора являются предметом исследования уже многих десятилетий [1-3], недавно сформулированная идея различного упорядочения [2] требует большего экспериментального и теоретического подтверждения.

Целью работы было получение карбида бора методом СВС в условиях температурного градиента (высокая температура и низкий теплоотвод) для исследования возможных различий в составе и структуре продукта. Исследование продуктов синтеза проводилось методом рентгеновского анализа.

Для получения карбида бора по технологии СВС использовался метод магнийтермического восстановления оксида бора в присутствии углерода. Для увеличения температуры горения в шихту добавлялось 30 вес.% перхлората магния, который, взаимодействуя с магнием, обеспечивал добавочное тепло и газовыделение. Соотношение B_2O_3/C в шихте закладывалось на получение состава близкого к B_4C и составляло 82.2/17.8. Для уменьшения теплоотвода и создания температурного градиента по образцу исходная шихта была помещена в оболочку из оксида магния, который не участвовал в реакции. Синтез проводился в среде аргона при начальном давлении 3 МПа.

Полученные образцы не подвергались размалыванию (что усреднило бы результат по объему образца), а исследовались визуально для обнаружения различных областей в образце. Затем порошок из каждой области выделялся, отмывался от оксида магния и исследовался рентгеновским методом на дифрактометре ARL X'TRA.

На полученном в синтезе спеке, поперечный разлом которого показан на рисунке 1а, видно, что образец состоит из нескольких отличающихся по цвету областей. Всего было выделено 5 областей, которые для наглядности представлены на схеме (рисунок 1б).

Рентгеновский анализ порошков из разных областей после отмывки от оксида магния показал, что все они состоят, в основном, из карбида бора, но также имеются и другие фазы. В области 2 наряду с карбидом бора присутствует непрореагировавший углерод, а в области 4 – соединение $B_{25}C_4Mg_{1.42}$. Следует отметить очень важную особенность карбида бора, который имеет отличающийся состав в области 4.

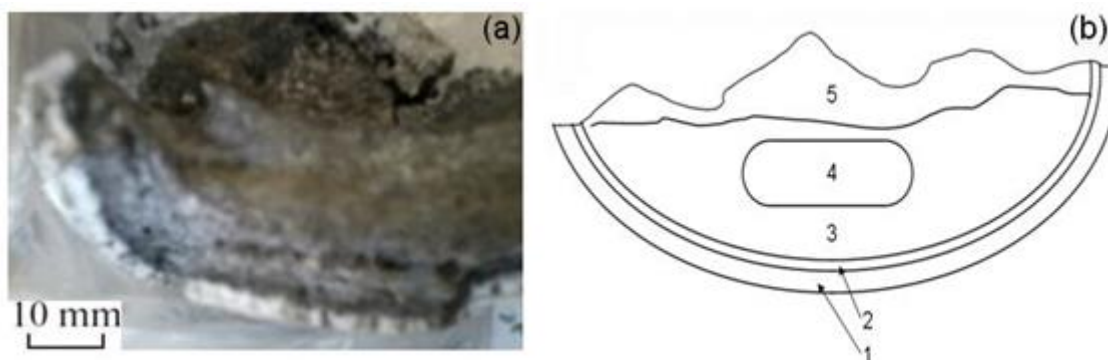


Рис.1. Внешний вид поперечного разлома полученного образца (а) и его схема (б).

Расчеты параметров ячейки полученных порошков показали, что карбид бора из областей 2, 3 и 5 имеет состав B_4C , а из области 4 – $B_{13}C_2$, то есть обедненный по углероду. Это можно объяснить тем, что область 4 находится в самом центре образца, и температура в ней оставалась высокой более

продолжительное время, чем в периферийных областях. Также в области 4 появляется соединение $B_{25}C_4Mg_{1.42}$ [3], которое "отбирает" часть углерода у карбида бора.

Таким образом, методом СВС синтезирован карбид бора в условиях температурного градиента. Методом рентгеновского анализа установлено, что в центральной части образца образовался нестехиометрический карбид бора состава $B_{13}C_2$ и соединение $B_{25}C_4Mg_{1.42}$, тогда как в областях ближе к краю образца образовался стехиометрический карбид бора B_4C . Это обусловлено различием температуры и временем остывания в различных областях спека при низком теплоотводе по образцу.

Список литературы:

1. F. Thevenot. Journal of the European Ceramic Society, 1990, vol. 6, p. 205.
2. В.И. Пономарев, И.Д. Ковалев, С.В. Коновалихин, В.И. Вершинников. Кристаллография, 2013, т. 58, с. 410.
3. V.I. Ponomarev, S.V. Konovalikhin, I.D. Kovalev, V.I. Vershinnikov, I.P. Borovinskaya. Mend. Comm., 2014, т. 14, с. 15.

ЗАВИСИМОСТЬ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $TiAl$ ОТ ВВЕДЕНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ДОБАВОК. СВОЙСТВА ПОЛУЧЕННОГО СВС ПРОДУКТА

Бодян А.Г. студент, Курбаткина В.В, Пацера Е.И., Левашов Е.А.

*Национально исследовательский технологический университет «МИСиС»,
кафедра ПМиФП, Москва, sany193@gmail.com*

Введение

В настоящее время активно ведутся поиски новых материалов, для нужд развивающихся отраслей разных направлений, так как свойства традиционных материалов, приближенны к своим предельным значениям и не позволяют совершать технических прорывов. Такие отрасли как авиационное строение, ракета строение, кораблестроение, двигателестроение, нуждаются в материале обладающим: малой плотностью, высокими прочностными свойствами, высокой жаростойкостью, жаропрочностью, стойкостью к агрессивным средам.

Одним из материалов, удовлетворяющих всем вышеперечисленным требованиям являются интерметаллиды на основе $\gamma TiAl$. Плотность этого интерметаллида составляет 3.8 г/см^3 , сплавы на основе $\gamma TiAl + Ti_3Al$ обладают высоким сопротивлением окислению, при температуре $600-800^\circ\text{C}$.

Материалы и методики исследования

Для приготовления шихты $Ti - 46\%Al$. использовали порошки титана марки ПТС, алюминия марки ПА-1, соли $NaCl$, AlF_3 и гидрида титана TiH_2 .

Состав и структуру изучали методами рентгеноструктурного анализа, оптической и электронной микроскопии, химический состав фаз определяли методом энергодисперсионной спектроскопии. Механическое активирование проводили в планетарной шаровой мельнице МПП-1-1. Из полученной шихты были спрессованы заготовки с пористостью 55%. Синтез проводили в трубчатой печи, в атмосфере аргона в режиме теплового взрыва, при температуре 900 °С.

Результаты исследования и их обсуждение

Образцы, полученные из порошков Ti и Al, после СВС состоят из частиц размером ~ 50 мкм, с неоднородным химическим составом. Введение модификаторов позволило получить порошок интерметаллида состава $\gamma\text{TiAl} + 10\% \text{Ti}_3\text{Al}$, крупностью менее 5 мкм с однородным химическим составом.

Полученный порошок обладает хорошей формуемостью, но сравнительно небольшой пресуемостью, показатель пресуемости $m = 7.9$. Исследование кинетики спекания в вакуумной печи при температурах 900°С, 1100°С и 1280°С и варьировании выдержки в интервале 15 - 60 мин. показало, что образцы после спекания имеют относительную плотность 0,55 - 0,7.

Компактные образцы с пористостью менее 0,1% были получены методами горячего прессования и искрового плазменного спекания.

СВС В СИСТЕМЕ «Ti-C» С БОЛЬШИМ СОДЕРЖАНИЕМ ИНЕРТНОЙ СВЯЗКИ

Креницын^{1,2} М.Г. аспирант

¹⁻ *Томский политехнический университет, Томск, krinmax@gmail.com*

²⁻ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Проблема порошков металлов и сплавов, пригодных для использования в аддитивных технологиях, является в настоящее время ключевой, в особенности для Российской промышленности [1]. Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) позволяет получать металлические порошки в промышленных масштабах. Порошки, полученные этим способом, обладают высоким качеством при низкой себестоимости. Однако композиций порошков, которые возможно синтезировать с помощью СВС, не так много, а концентрационный интервал содержания компонентов в этих композициях достаточно узкий. Для расширения концентрационного интервала может быть использована предварительная механическая активация (МА) порошковых смесей.

В ходе выполнения данной работы были получены и исследованы порошковые композиты «TiC – Ti», полученные методом СВС с содержанием

инертной титановой связки от 30 до 90 об.%. Рентгенофазовый анализ полученных СВС продуктов показал, что в образцах с расчетным содержанием связки 30 и 40 об.% связка отсутствует полностью, при этом параметр решетки карбида титана в этих образцах ниже табличного значения для карбида титана TiC , что говорит о том, что в образцах образуется нестехиометрический карбид титана. Карбид титана TiC_x имеет широкую область гомогенности. Содержание углерода в карбиде при температурах в окрестности температуры плавления титана на двойной равновесной диаграмме изменяется от эквиатомного состава (стехиометрический коэффициент $X = 1$) до $X = 0,5$. Так как все исследованные нами реакционные смеси имеют избыток титана, то карбид титана во всех случаях должен иметь нестехиометрический состав в соответствии с равновесной диаграммой.

Характер зависимости максимальной температуры и скорости горения прессовок из не активированных смесей титана и сажи от расчетного содержания титановой связки в СВС композите приведен на рис. 1. Следует отметить, что максимальная температура горения для образцов с расчетным содержанием связки 60 об.% близка к минимально возможной температуре запуска СВС-процесса для данной системы. Используя линейную зависимость максимальной температуры горения от содержания титановой связки, полученную эмпирически (рис. 1), можно вычислить, что минимальная температура, допустимая для инициации СВС-процесса, достигается в образцах с 63 об.% содержания связки.

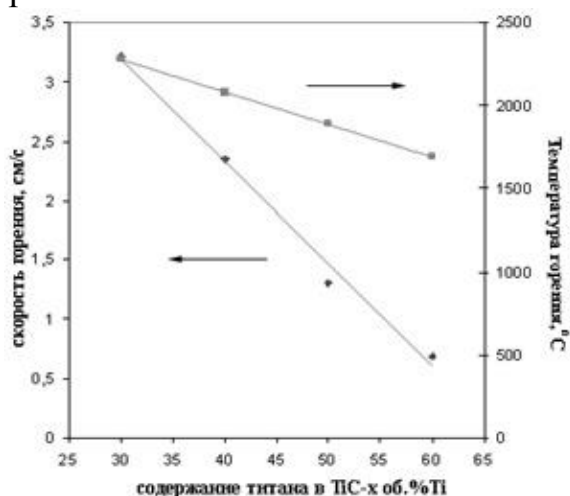


Рис. 1. Зависимость максимальной температуры и скорости горения Ti-C смесей от расчетного содержания Ti связки в TiC+Ti композите (в предположении стехиометричности TiC)

Уже при проведении синтеза образцов с расчетным содержанием связки 60 об.% не всегда удавалось запустить волну горения. Поскольку содержание связки в этом случае близко к критически допустимому, то даже небольшие неоднородности порошковых смесей могут приводить к локальному превышению допустимого содержания титана и, соответственно, к невозможности протекания послойного горения. При проведении СВ-синтеза образцов того же состава, но предварительно активированных, послойное горение проходит стабильно. При этом максимальная температура горения смесей выше зафиксированной температуры для не активированной смеси.

В ходе активации в планетарной шаровой мельнице АГО-2 [2] из исходных частиц порошка образуются композитные агломераты, превосходящие исходные частицы по размеру и состоящие из чередующихся слоев исходных компонентов, вследствие чего повышается общая плотность смеси и увеличивается площадь контакта титана и углерода.

Также в процессе МА повышается поверхностная энергия активируемых порошков [3, 4], что повышает их химическую активность и способствует протеканию реакции синтеза. Таким образом, благодаря МА удалось расширить концентрационный интервал содержания титановой связки вплоть до расчетного значения 75 об.%. При дальнейшем увеличении содержания титановой связки, не смотря на предварительную механическую активацию порошков, не удалось инициировать процесс СВС.

Синтез порошков с расчетным содержанием связки более 75 об.% был произведен в режиме теплового взрыва (ТВ) предварительно активированной и разогретой порошковой смеси. В данном режиме удалось синтезировать порошковые смеси с содержанием титановой связки вплоть до расчетного значения 90 об.%. Структура синтезированных порошков с 60 и 90 об.% титановой связки приведена на рис. 2. В образцах с 60 об.% связки четко видны светлые карбидные зерна, тогда как в образцах с 90 об.% связки выделить карбидные зерна гораздо сложнее, однако в структуре композита не наблюдается структурных элементов, характерных для чистого титана.

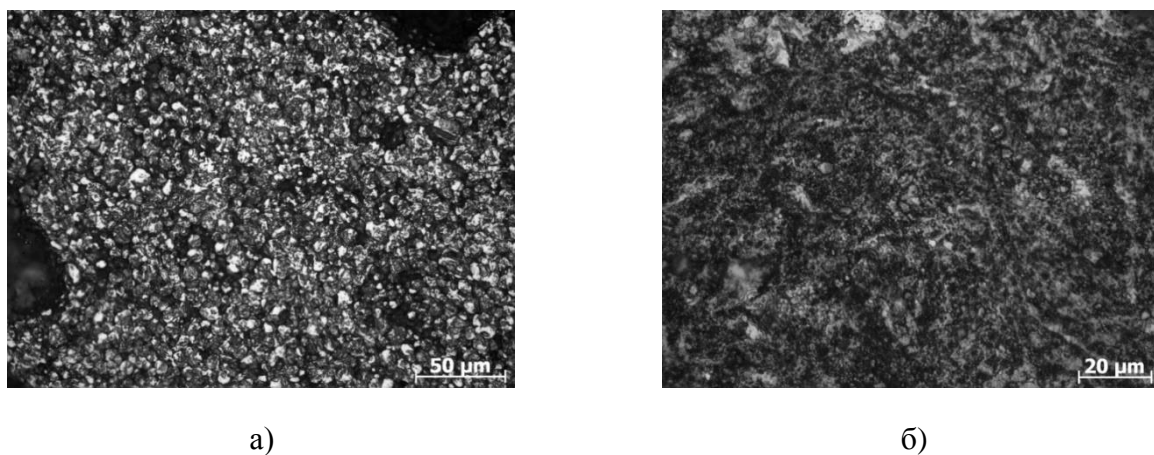


Рис. 2. Структура СВС композиционных порошков с расчетным содержанием титановой связки 60 об.% (а) и 90 об.% (б).

Таким образом, нами было установлено, что синтез композиционных порошков «TiC – Ti» возможен в интервале от 30 до 90 об.% связки. Дальнейшее увеличение содержания титановой связки нецелесообразно, поскольку получающиеся композиты «TiC – Ti» содержат мало карбидных частиц и по своим физическим свойствам практически не отличаются от чистого титана.

Список литературы:

1. Чечулин Б.Б., Ушков С.С., Разуваева И.И., Гольдфайн В.Н. Титановые сплавы в промышленности. Л. «Машиностроение» (Ленинградское отделение). 1977. 248с.
2. А.с. №975068 (СССР). Аввакумов Е.Г., Поткин А.Р., Самарин О.И.. Планетарная мельница. Бюллетень изобретений, 1982. №43.
3. М. А. Корчагин, Н. З. Ляхов. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез механически активированных смесей // Химическая физика, 2008, т.27, №1, с. 73-78.
4. Криницын М.Г., Прибытков Г.А., Корчагин М.А. СВС композиционные порошки «TiC – титановая связка» для наплавки и напыления // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: сборник трудов VI Международной научно-практической конференции, Юргинский технологический институт. – Томск: ТПУ, 2015 – С. 90-94.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Ni+Al И Ti+Al НА ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛАХ W, Mo И Ta В РЕЗУЛЬТАТЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

Щукин¹ А.С. молодой ученый, Сычёв¹ А.Е., Ковалёв¹ Д.Ю., Vrel² D.

¹⁻ Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, sem@ism.ac.ru

²⁻ Laboratoire des Sciences des Procédés et des Matériaux, LSPM-CNRS UPR3407 France

Введение

Сплавы на основе интерметаллидов Ni–Al и Ti–Al находят широкое применение в современной технике благодаря высоким прочностным и термомеханическим свойствам. Большой интерес представляет создание покрытий подобных составов, в том числе на тугоплавких металлах и их соединение при помощи интерметаллидных прослоек. Нанесение покрытий с помощью наклёпа возможно осуществлять с помощью механической активации в планетарной мельнице [1], при этом происходит одновременное смешивание компонентов покрытия, разрушение оксидных плёнок, деформация поверхности подложки и нанесение на неё активированной смеси. Механоактивация смеси порошков W, Ni и Al исследовалась ранее [2], известна возможность соединения порошковой смеси Ni+Al с тугоплавкими металлами W [3] и Mo [4] в режиме СВС при температурах значительно ниже температуры плавления W и Mo.

Эксперимент

Для проведения экспериментов использовали металлические подложки из

W, Mo и Ta в виде цилиндров размером 6,35 мм (диаметр) × 6,35 мм (высота) и порошки Ni (3÷7 мкм), Ti (до 44 мкм), Al (до 44 мкм). Порошки смешивали в соотношении (Ni+Al)–50×50 масс.% и (Ti+Al)–50×50 масс.%. Механоактивационную (МА) обработку проводили в планетарной мельнице FRITSCH PULVERIZETTE-7 в следующих комбинациях: W-(Ni+Al), W-(Ti+Al), Mo-(Ni+Al), Mo-(Ti+Al), Ta-(Ni+Al), Ta-(Ti+Al); активацию проводили в течении 30 минут при 500 об/мин.

Результаты и обсуждение

В результате МА обработки цилиндрических образцов (далее подложек) из тугоплавких металлов W, Mo и Ta в смесях порошков (Ni+Al) и (Ti+Al) происходит формирование покрытия из порошковой смеси на поверхности металлических подложек (см. рис.1). Измерение массы и размеров образцов показало, что для образцов с подложками из W и Mo наблюдается увеличение массы на 1÷5%, а образцы с подложкой из Ta в результате механоактивации теряют 5% массы, что свидетельствует о механическом истирании/износе; размеры образцов во всех случаях увеличиваются, для W-(Ti+Al) и Mo-(Ti+Al) в 1,5÷2 раза больше, чем для других систем. Рентгенофазовый анализ поверхности механоактивированных подложек не выявил образование каких-либо интерметаллидов и других переходных фаз (рис.2). На SEM фотографиях поверхности (рис.3) видно, что нанесённое покрытие не равномерное, на подложках из Ta покрытия значительно меньше, чем на W и Mo. Видно, что поверхность подложек в зонах без покрытия сильно деформирована. Скорее всего, в результате МА происходил не только наклёп металлического слоя, но и его разрушение с удалением фрагментов покрытия, что и приводит к образованию «дыр». Исследование шлифов образцов (рис.4) подтверждает наличие большого количества материала подложки в покрытии на образцах W-(Ni+Al) и Mo-(Ni+Al) и отсутствие такового для остальных случаев. Для тех же образцов W-(Ni+Al) и Mo-(Ni+Al) наблюдается градиент в размере частиц никеля по толщине слоя покрытия. В образцах с титаном (W-(Ti+Al) и Mo-(Ti+Al)) дефектность поверхности подложек значительно более выражена по сравнению с образцами с никелем (W-(Ni+Al) и Mo-(Ni+Al)), наблюдается откалывание крупных (до 200 мкм) частиц подложки. Образцы из тантала имеют меньшее количество покрытой поверхности и меньшую толщину слоя покрытия по сравнению с образцами из вольфрама и молибдена. Так же наблюдается существенно больший размер частиц титана по сравнению с никелем в соответствующих покрытиях.

Выводы:

1. На подложках W-(Ni+Al) и Mo-(Ni+Al) в покрытии присутствует большое количество материала подложки; наблюдается градиент размера частиц Ni по толщине слоя покрытия, что указывает на влияние Ni на износ W и Mo подложек в процессе МА вследствие твёрдофазной диффузии Ni по границам зёрен W и Mo.

2. В подложках состава W-(Ti+Al) и Mo-(Ti+Al) наблюдается более выраженная деформация поверхности по сравнению с подложками других

составов.

3. В подложках из Та в результате МА произошла потеря 5% массы для обоих случаев с покрытием из Ni+Al и Ti+Al, что свидетельствует о исключительно механическом стачивании/истирании и отсутствии диффузионного взаимодействия Ni и подложки Та, в отличие от W и Mo.

4. Для образцов с подложками из W и Mo наблюдается увеличение массы на 1÷5%.

5. Образцы с подложкой из Та имеют наиболее тонкое покрытие, как по проценту площади, так и по толщине, по сравнению с подложками из W и Mo.

6. В покрытиях частицы Ti в среднем сохраняют более крупный размер (более 20 мкм), чем частицы Ni (менее 1 мкм), что связано с различным размером частиц в исходных порошках.

7. В результате МА образцов в течение 30 минут интерметаллидов и других соединений не обнаружено.



Рис.1. Пример образцов до и после активации, система Mo-(Ti+Al).

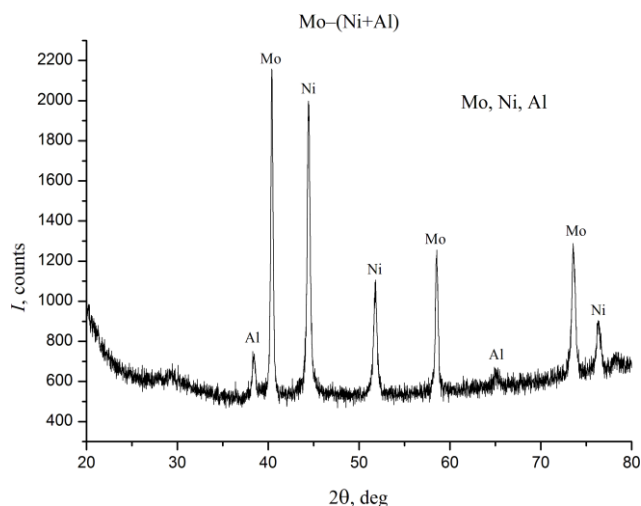


Рис.2. Рентгенограмма поверхности образца Mo-(Ni+Al).

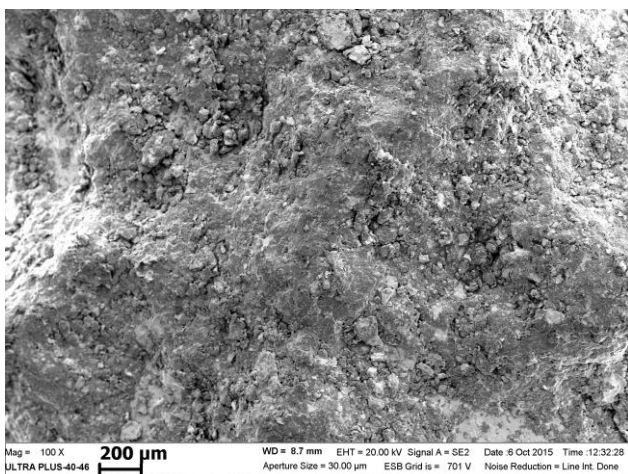


Рис.3. Внешний вид покрытия образца W-(Ni+Al).

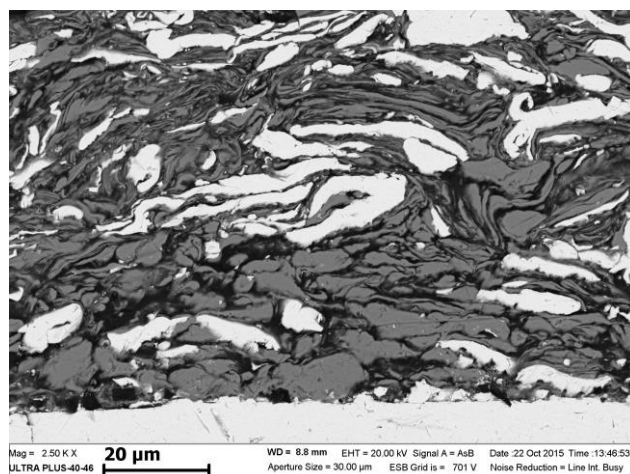


Рис.4. SEM фотография покрытия со шлифа образца W-(Ni+Al).

Список литературы:

1. S. Kaloshkin, S. Romankov, S. Komarov, E. Kaevitser. Intermetallic Coatings Produced by Mechanical Alloying Method. In: VI International Conference on Mechanochemistry and Mechanical Alloying (INCOME 2008), 1-4 December 2008, NML Jamshedpur, India.
2. A.E. Sytshev, S.G. Vadchenko, A.S. Shchukin. SHS in Mechanoactivated Ni-Al-W Blends: Some Structural Aspects. International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis, July 2013, Volume 22, Issue 3, pp 166-169.
3. A.E. Sytshev, D. Vrel., Yu.R. Kolobov, D.Yu. Kovalev, E.V. Golosov, A.S. Shchukin, S.G. Vadchenko. Combustion Synthesis in the Ni-Al-W System: Some Structural Features. Int. Journal of SHS. 2013, Vol. 22, No. 2, pp. 110–113.
4. A.E. Sytshev, S.G. Vadchenko, O.K. Kamynina, N.V. Sachkova. Simultaneous Synthesis and Joining of a Ni–Al-Based Layer to a Mo Foil by SHS. Int. Journal of SHS. 2009, Vol. 18, No. 3, pp. 213–216.

ВЛИЯНИЕ УГЛА НАКЛОНА И РАЗМЕРА ЧАСТИЦ НА СТАБИЛИЗАЦИЮ ФРОНТА ГОРЕНИЯ ВО ВРАЩАЮЩЕМСЯ РЕАКТОРЕ

Колесникова Ю.Ю. молодой ученый, Кислов В.М., Подлесный Д.Н.

Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, iulya@icp.ac.ru

Фильтрационное горение (ФГ) является одним из перспективных методов переработки твердого топлива. Однако, наряду с многочисленными достоинствами (высокий коэффициент полезного действия газификации (до 95%), возможность значительного снижения содержания вредных веществ в газообразных продуктах после их дожигания, возможность эффективной переработки отходов, которые не могут быть утилизированы другим способом) есть один существенный недостаток – неустойчивость фронта горения. Одним из методов стабилизации фронта горения является вращение реактора, расположенного под некоторым углом к линии горизонта.

В данной работе приведены результаты исследования влияние угла наклона вращающегося реактора на устойчивость фронта горения. Эксперименты проводили в кварцевом вращающемся реакторе диаметром 66 мм (рис. 1). В качестве горючего материала использовали смесь из древесного угля (30%), и крошки шамотного кирпича (70 %). Средний размер частиц составлял: 2.5; 4.0; 6.0 и 8.5 мм. Угол естественного откоса для используемых материалов составлял: для шамота – 26-27°, для угля – 28-29°, для смеси – 28-29°. Удельный расход воздуха в большинстве экспериментов был 680 м³/(ч*м²). Частота

вращение реактора составляла 12 об/мин, угол наклона реактора варьировали от 30 до 75°. Во время проведения эксперимента вели фото- и видеосъемку.

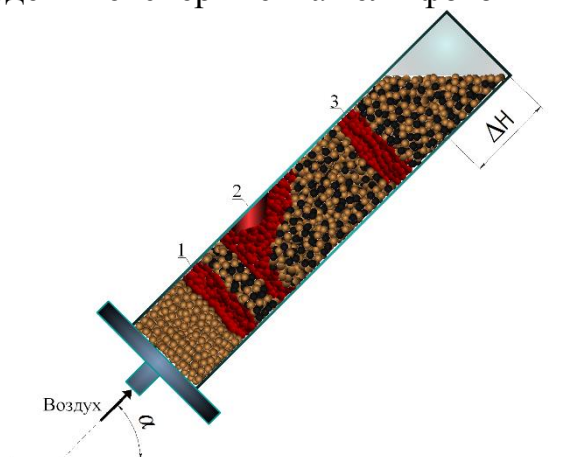


Рис. 1. Принципиальная схема вращающегося реактора фильтрационного горения. 1 – плоский фронт горения, начальная стадия эксперимента; 2 – сформировавшийся прогар; 3 – плоский фронт горения, стабилизированный путем вращения, финальная стадия эксперимента.

Эксперимент начинали с загрузки в реактор иницирующего состава (массой ~ 30 г), представляющего собой нагретую в электрической печи до $\sim 800^\circ\text{C}$ смесь древесного угля с дробленным шамотным кирпичом, затем одновременно включали вращение реактора и подавали окислитель, после чего постепенно засыпали горючий материал. В качестве окислителя использовали воздух. На начальном этапе эксперимента с помощью вращения реактора формировали плоский фронт горения (рис. 1, 1), затем вращение реактора прекращали, и наблюдали возникновение и развитие прогара (рис. 1, 2). Включали вращение реактора, когда величина прогара становилась сопоставима с его диаметром. После этого дальнейшее развитие прогара не наблюдалось и со временем происходило выравнивание фронта горения за счет перемешивания материала (рис. 1, 3).

Формирование прогара в наклонном реакторе после выключения вращения всегда начиналось вдоль его верхней стенки. Это объясняется разницей гидродинамического сопротивления вдоль верхней и нижней стенок реактора, которая определяется разностью высот засыпки у этих стенок относительно фронта горения. Очевидно, что разница высот пористого слоя и гидродинамического сопротивления вдоль верхней и нижней стенок реактора будет тем больше, чем меньше угол наклона реактора и размер используемых частиц. Результаты экспериментов представлены в виде зависимостей скорости развития прогара U_F (рис. 2) и скорости его ликвидации U_L (рис. 3) от угла наклона реактора.

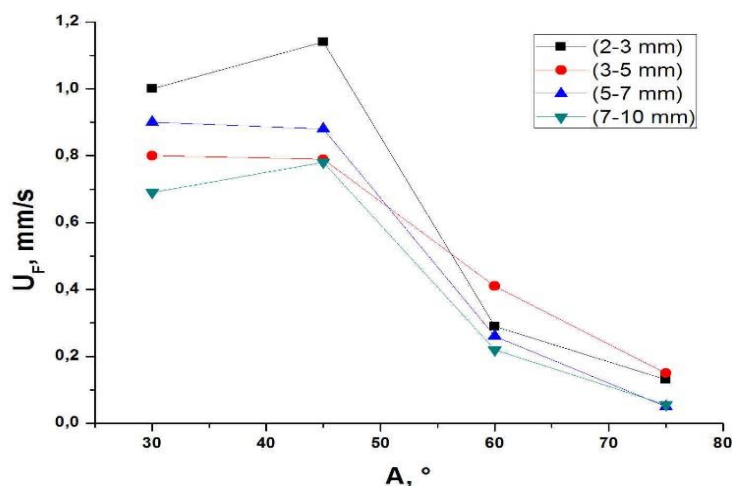


Рис. 2 Зависимость скорости роста прогара от угла наклона реактора.

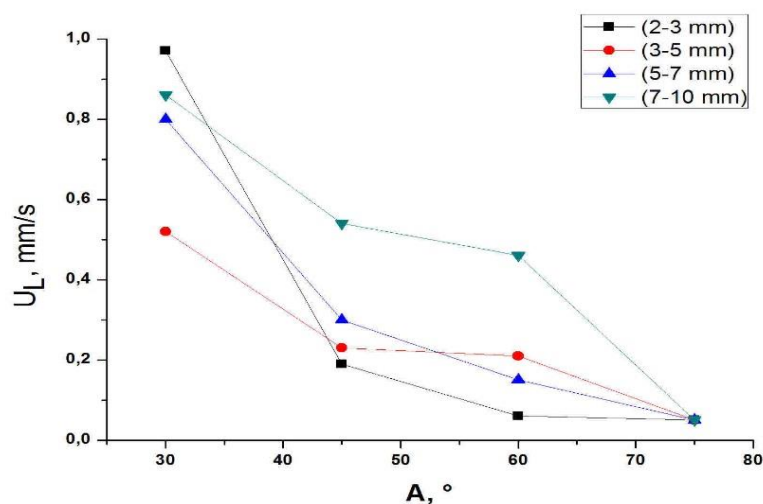


Рис. 3. Зависимость скорости ликвидации прогара от угла наклона реактора.

Как видно из рисунка 2, при углах наклона реактора 30 и 45° скорость роста прогара практически не изменяется, а затем при увеличении угла наклона скорость заметно падает. В экспериментах замечено, что при больших углах наклона реактора прогар развивается достаточно долго и достигает не больше 3-4 см в высоту. Это связано с тем, что при углах наклона близких по положению к вертикальному реактору идет просадка несгоревших частиц в горячую зону, вследствие чего прогар практически не растет. Скорость горения частиц небольших размеров выше, чем у более крупных, что способствует более быстрому развитию прогара.

Из рисунка 3 видно, что с увеличением размера частиц шихты скорость ликвидации прогара имеет тенденцию к росту. Аналогичный результат был получен нами в экспериментах на вертикальном реакторе, в котором увеличение размера частиц способствовало формированию плоского устойчивого фронта горения. По-видимому, в данном случае наряду с влиянием перемешивания материала существенное значение также оказывает влияние эффективной

теплопроводности в поперечном направлении. При больших углах наклона реактора (75° и выше) при используемом нами виде шихты прогар почти не возникает, поэтому его практически не приходится ликвидировать.

Исходя из полученных в экспериментах результатов, можно сделать следующие выводы:

Образованию прогара способствуют частицы малого размера и небольшие углы наклона реактора.

Увеличению скорости ликвидации прогара способствуют малые углы наклона и более крупный размер частиц.

Работа выполнена при поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № №24 «Фундаментальные исследования процессов горения и взрыва» и проекта РФФИ 14-03-90033-Бел_а.

РАЗРАБОТКА НОВЫХ СВС-ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ОСАЖДЕНИЯ БИОАКТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ С АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫМ ЭФФЕКТОМ

Литовченко Н.В. аспирант, Потанин А.Ю., Погожев Ю.С., Левашов Е.А.

***Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН, Москва,
litovnat@gmail.com***

Одной из основных проблем, препятствующих быстрой интеграции ортопедических имплантатов с живыми тканями, является возникновение воспалительных реакций. В результате колонизации бактерий и грибковых микроорганизмов на поверхности имплантата образуется высокоадгезивная биопленка, которую трудно удалить традиционными способами лекарственной терапии. Одним из эффективных способов решения данной проблемы является использование имплантатов с антибактериальным покрытием, которое уменьшает риск микробного заражения, сохраняя при этом биоактивные и биосовместимые свойства поверхности. Основные усилия в области разработки неорганических и композиционных пленок с бактерицидным эффектом для имплантатов направлены на введение антимикробных добавок, например, Ag[1]. Важной задачей при разработке и получении таких покрытий является синтез исходных мишеней-катодов и электродов с равномерным распределением металлических (Ti, Ca, Mg, Co, Ag) и неметаллических (C, O, P) компонентов, решение которой должно обеспечить получение качественных функциональных покрытий.

В связи с этим целью настоящего проекта является создание и получение новых композиционных материалов методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), перспективных в качестве мишеней-катодов для ионно-плазменного напыления и электродов для электроискрового осаждения биосовместимых, биоактивных покрытий, в том числе с антибактериальным эффектом.

Составы смесей, использованных в работе, рассчитывались по уравнению $(100\% - X)(\text{Ti} + 0,5\text{C}) + 10\%\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2 + X\text{Co}$, где параметру зашихтовки X придавались значения 0, 10, 20 и 30 %. Для получения покрытий с антибактериальными свойствами порошок серебра в количестве 4 ат.% добавлялся в состав с параметром зашихтовки $X = 0$ и 10 %. По технологии СВС-компактирования были получены экспериментальные образцы электродных материалов. Результаты структурных исследований с использованием методов СЭМ и ЭДС показали, что основными структурными составляющими синтезированных образцов являются округлые зерна нестехиометрического карбида титана, окруженные связкой на основе фосфата титана Ti_3PO_x с включениями фазы CaO . С добавлением кобальта в связке одновременно наблюдалось наличие нескольких фаз: на основе фосфата титана Ti_3PO_x и интерметаллидного соединения TiCo (для $X=10$ и 20%), и соединения TiCo_2 ($X=30\%$). Увеличение содержания кобальта способствовало общему измельчению зеренной структуры электродных материалов. Добавка серебра в реакционную смесь привела к появлению неравномерно распределенной фазы на его основе размером от 2 до 40 мкм.

Методом импульсной эрозионной обработки поверхности на титановые подложки были нанесены образцы биоактивных биосовместимых покрытий. По результатам структурных исследований покрытий выявлено оптимальное содержание кобальта в реакционной смеси, равное 20%.

Методом СВС-компактирования получен образец электродного материала с составом реакционной смеси, рассчитанной по формуле $(\text{Ti} + 0,5\text{C}) + 10\%\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2 + 20\%\text{Co} + 11,5\% (\text{Mg} + \text{Ag})$. Добавка Mg способствовала сильному измельчению зерен карбида титана, а также более равномерному распределению серебра по объему образца. Были рассчитаны некоторые физические свойства полученных электродных материалов: гидростатическая ($\rho_{\text{гидр}}$) и истинная плотности; остаточная пористость ($\Pi_{\text{ост}}$); средний размер зерна карбидной фазы ($D_{\text{ср}}$).

Список литературы:

1. A. Simchi, E. Tamjid, F. Pishbin, A.R. Voccaccini, *Nanomedicine: Nanotechnology, Biology and Medicine* 7 (2011) 22–39.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ по программе повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013–2020 гг (проект No. K2-2014-012).

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУР, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ 6ХС

Маринин Е.А. молодой ученый

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Вятский государственный университет», Киров, marinin@vyatsu.ru

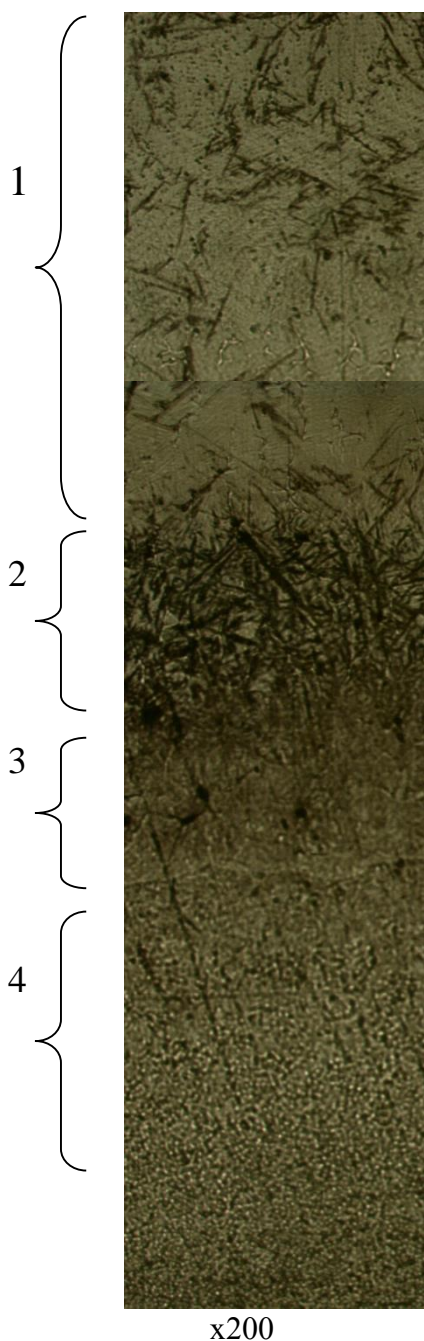


Рис. 1 Микроструктура цементированного слоя

Для формирования работоспособных износостойких покрытий на поверхности инструмента лазерным легированием, необходимо представлять какие микроструктуры располагаются вглубь от обработанной поверхности. Наличие структур, существенно отличающихся по свойствам от структуры упрочненной поверхности, негативно сказывается на работоспособности всего инструмента.

Экспериментальные работы проводились на образцах инструментальной стали 6ХС, используемой для изготовления деревообрабатывающего инструмента.

Упрочняющая обработка включала в себя сканирование поверхности образца лазерным излучением с подачей в зону фокусировки угольного электрода, выполняющего функцию источника легирующего элемента – углерода.

Микроструктура образца показана на рис. 1. Травление позволило выделить 4 характерные зоны:

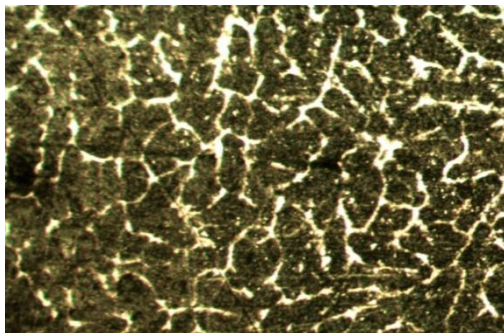
1. зона с содержанием углерода 2,0% представляет собой смесь остаточного аустенита, грубо игольчатого мартенсита (10 баллов) и карбидных включений;
2. зона закалки – среднеигольчатый мартенсит (5 баллов);
3. зона термического влияния – сорботростит;
4. исходная структура – перлит зернистый.

Вглубь от поверхности был произведен замер микротвердости. Значения микротвердости оказались в пределах 7357-8830 МПа, большие значения соответствуют зоне 1, а меньшие зоне 2. Микротвердость зоны 3 - термического влияния составляет 3140-4400 МПа. Микротвердость исходной структуры 4400-5400 МПа. При этом при изменении скорости движения луча лазера или снижении мощности лазерного излучения не происходит качественного снижения прочностных характеристик. Скорость перемещения луча лазера и мощность лазерного излучения оказывает влияние на величину упрочненной зоны и переходной зоны.

Величина зоны насыщения лежит в пределах от 50 до 350 мкм в зависимости от мощности лазерного излучения и скорости перемещения луча лазера.

Тонкодисперсная структура, состоящая из мартенсита и аустенита, вероятно формируется вследствие объемного поглощения лазерного излучения металлом и более высокого градиента температуры вглубь материала, нежели на поверхность.

Для подтверждения эффекта насыщения поверхности фрагменты инструмента были подвергнуты отжигу при $t=750$ °С и времени выдержки – 1 час, охлаждение – с печью. В результате этого в поверхностном слое была обнаружена цементитная сетка (рис.2). Микротвердость обнаруженного цементита составила 10790 МПа.



x200

Рис. 2 Микроструктура цементованного слоя после отжига.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА Т1/Т1В, ПОЛУЧЕННОГО ПУТЕМ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Озеров М.С. аспирант, Климова М.В., Жеребцов С.В.

***Лаборатория объёмных наноструктурных материалов НИУ «БелГУ»,
Белгород, ozеров@bsu.edu.ru***

Титановые сплавы чрезвычайно востребованы в различных отраслях промышленности, прежде всего в авиа- и судостроении благодаря высокой

удельной прочности и высокой коррозионной стойкости. В то же время абсолютные значения прочности нелегированного титана и титановых сплавов недостаточно высоки, что заметно ограничивает использование этого материала в высоконагруженных конструкциях. В этой связи создание и развитие новых технологий получения и обработки титана и титановых сплавов для обеспечения улучшенных эксплуатационных характеристик имеет важное научное и практическое значение. Среди существующих подходов к упрочнению титана большой интерес в последнее время вызывает создание на основе титана композита с использованием в качестве армирующего элемента боридов титана. Одним из перспективных методов получения таких композитов является искровое плазменное спекание (ИПС). Однако к настоящему времени отсутствуют систематические данные для определения условий получения композитов Ti/TiB с требуемой структурой и свойствами.

В работе использовали порошок титана размером 25-40 мкм и диборида титана размером 3-8 мкм. Доля армирующего компонента TiB₂ составляла 5, 10, 15, 20%, что должно обеспечить заметный упрочняющий эффект. Перемешивание порошков проводили в вибрационной дисковой мельнице в течение двух часов со скоростью 700 об/мин. Искровое плазменное спекание осуществляли при температурах 850, 900 и 1000°C с давлением 40 МПа и временем выдержки 15 мин.

Установлена тенденция роста твердости при повышении температуры ИПС: 640 HV при 850°C и 700 HV при 1000°C. Доля дефектов в виде трещин и пор снижается при увеличении температуры синтеза. При исследовании с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) обнаружено, что частицы бориды титана имеют игольчатую форму, α-титан представлен в виде пластин и зерен.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩЕЙ СБОРКИ ВВЭР В РЕАКТОРНЫХ УСЛОВИЯХ

Гусев^a М.П. аспирант, Данилов^b В.Л.

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

^a- gusev.m.p@yandex.ru, ^b- vldanilov@mail.ru.

Тепловыделяющая сборка (ТВС) является основным элементом активной зоны ядерного энергетического реактора. В процессе работы реактора на сборку действуют различные эксплуатационные нагрузки. Среди нагрузок основными являются: высокая температура, нейтронное облучение и осевое воздействие от

пружинного блока [1]. Под действием нагрузок происходит формоизменение или искривление ТВС. Следствиями искривления сборки являются локальный перегрев активной зоны, из-за перераспределения величины зазоров между сборками в активной зоне, а также затруднение перемещения стержней регулирования в направляющих каналах (НК). Для прогнозирования искривления сборки разрабатывают методики расчета деформирования ТВС [2,3]. В настоящей работе представлена методика расчета ТВС, учитывающая ползучесть ее элементов, и построенная по схеме обобщенного стержня. Предложенная методика реализована в алгоритме и программном коде, написанном в математическом пакете MATLAB.

В основе разработанной методики лежат дифференциальные уравнения изгиба стержня [4].

$$\vartheta = \frac{dv}{ds}, \quad \chi = -\frac{d\vartheta}{ds}. \quad (1)$$

где ϑ – угол поворота, v – прогиб, χ – кривизна.

Дифференциальные уравнения (1) описывают изменение геометрических параметров деформируемого стержня. Искривление бруса происходит за счет действия внешнего изгибающего момента M_x , действующего на стержень.

$$\chi = -\frac{M_x}{EJ_x}. \quad (2)$$

где E – модуль упругости, J_x – осевой момент инерции.

Изгибающий момент M_x включает в себя моменты от продольной и поперечных сил, а также моменты от реакций в заделках.

На рис. 1 представим схему деформированного стержня с привязанной к нему системой координат и действующими на него внешними силами.

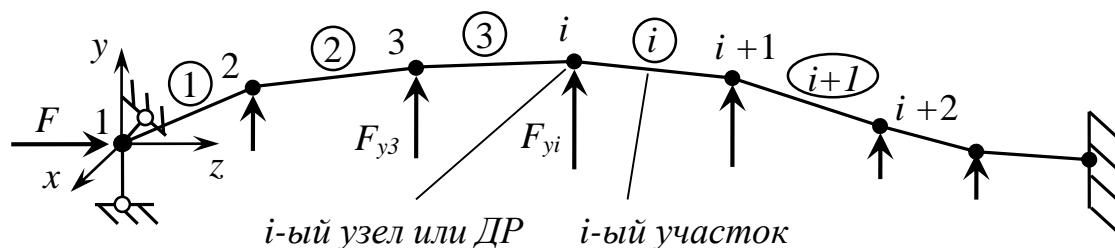


Рис. 1. Схема обобщенного стержня, разбитого на участки по дистанционирующим решеткам (ДР) и нагруженного внешними силами.

Стержень разбивается на n участков, соединенных в узлах, соответствующих дистанционирующим решеткам. По крайним узлам происходит закрепление. Для ТВС, расположенной в активной зоне, актуальным

закреплением является шарнир с одной стороны (верхняя часть ТВС) и заделка – с другой (нижняя часть ТВС) (рис. 1), [2]. В общем случае, нагружение сборки осуществляется осевой силой от пружинного блока F , и поперечными силами F_{yi} и F_{xi} . Поперечные силы, действующие на сборку, возникают вследствие давления теплоносителя, а также из-за взаимодействия с соседними сборками.

Для определения напряженно-деформированного состояния каждого i -ого участка рассматривается деформация каждого твэла $\varepsilon_{ij,fr}$ и направляющего канала $\varepsilon_{ij,gc}$, где индекс j определяет номер твэла в сборке ($j=1,2...312$) или номер направляющего канала (НК) ($j=1,2...19$). Деформация складывается из упругих и неупругих составляющих:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^n, \quad \varepsilon_{ij}^n = \varepsilon_{ij}^c + \varepsilon_{ij}^T + \varepsilon_{ij}^f, \quad (3)$$

где ε_{ij}^e – упругая деформация; ε_{ij}^n – неупругая деформация; ε_{ij}^c – деформация ползучести; ε_{ij}^T – температурная деформация; ε_{ij}^f – фиктивная деформация, вызванная проскальзыванием твэлов в пуклевках ДР.

Применяя гипотезу плоских сечений для описания деформирования каждого участка ТВС, можно записать, что

$$\varepsilon_{ij} = \chi_{xi}y_j + \chi_{yi}x_j + \varepsilon_{0i}, \quad (4)$$

где χ_{xi} , χ_{yi} – кривизны в плоскости yz и xz ; y_j , x_j – координаты расположения твэлов или НК; ε_{0i} – деформация нейтральной линии стержня, вызванная осевой силой.

На основе соотношений (3,4) можно определить напряжение σ_{ij} в каждом твэле или НК.

$$\sigma_{ij} = E_j \left(\chi_{xi}y_j + \chi_{yi}x_j + \varepsilon_{0i} - \varepsilon_{ij}^n \right). \quad (5)$$

Систему уравнений (1,2) необходимо дополнить интегральными уравнениями равновесия для каждого участка ТВС.

$$\begin{aligned} M_x &= -\int_A \sigma y dA = -\sum_j \sigma_{ij} y_j A_j \\ N &= -F = \int_A \sigma dA = \sum_j \sigma_{ij} A_j \end{aligned} \quad (6)$$

где A_{ij} – площади поперечных сечений твэлов или НК.

Учет деформаций ползучести осуществляется посредством их суммирования на каждом временном шаге

$$\varepsilon_{ij,k+1}^c = \varepsilon_{ij,k}^c + \xi_{ij,k}^c \Delta t_k, \quad \xi_{ij,k}^c = A \sigma_{ij,k}^n \exp\left(-\frac{B}{T}\right), \quad (7)$$

где $\xi_{ij,k}^c$ – скорость деформаций ползучести; T – температура; A, n, B – экспериментальные коэффициенты.

Соотношения (1,2,6,7) составляют замкнутую систему уравнений, которая решается конечно-разностным методом на каждом шаге по времени.

Разработанная методика расчета ТВС позволяет оценить деформирование сборки с течением времени с учетом основных эксплуатационных нагрузок, действующих на сборку.

Список литературы:

1. Активные зоны ВВЭР для атомных электростанций / В.Д. Шмелев, Ю.Г. Драгунов, В.П. Денисов и др. - М.: ИКЦ "Академкнига", 2004. - 220 с.
2. Троянов В.М. Расчётно-экспериментальное обоснование термомеханики активных зон реакторов типа ВВЭР. Дисс. ... д-ра. тех. наук. Обнинск, 2003. - 237 с.
3. Семишкин В.П. Расчётно-экспериментальные методы обоснования поведения твэлов и ТВС ВВЭР в аварийных режимах с большой течью из первого контура РУ. Дисс. ... д-ра. тех. наук. Подольск, 2007. 360 с.
4. Сопротивление материалов: Учеб. для вузов / А.В. Александров, В.Д. Потапов, Б.П. Державин; Под ред. А.В. Александрова. – 3-е изд. испр. – М.: Высш. шк., 2003. – 560 с.: ил.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №14-08-3170814_мол_а.

РАЗРАБОТКА ЗАЩИТНЫХ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ СВС – ЭЛЕКТРОДОВ В СИСТЕМАХ Mo-Si-B И Cr-Al-Si-B

Лебедев Д.Н. аспирант

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

Конструкции авиационной техники являются наиболее затратными по применяемым материалам и комплектующим, энергоёмкости, трудоёмкости и времени создания, а, следовательно, и самыми дорогостоящими техническими объектами.

В настоящее время стоит проблема защиты таких объектов от воздействия внешней среды и условий их эксплуатации. Наиболее эффективным путем повышения ресурса и надежности ответственных деталей авиационной техники является нанесение на их рабочие поверхности многофункциональных защитных покрытий различными методами поверхностной инженерии, например, методом электроискрового легирования (ЭИЛ).

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

Целью данной работы являлось изучение особенностей формирования электроискровых покрытий на подложках из никелевого сплава ЭП-718 ИД при варьировании частотно-энергетических режимов обработки, а также исследование структуры, состава, рельефа и свойств сформированных покрытий.

В качестве электродных материалов применяли жаростойкие сплавы системы Cr-Al-Si-B и Mo-Si-B, изготовленные по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). В работе применялись 3 состава материалов системы Cr-Al-Si-B: 65%CrB + 27%(Cr,Al)Si₂ + 8%Cr₅Si₃B_x, 35%CrB + 26%Cr₅Si₃ + 39%Cr₄Al₁₁, 15%CrB + 4%(Cr,Al)Si₂ + 24%Cr₅Si₃ + 57%Cr₄Al₁₁ и 4 состава материалов системы Mo-Si-B: 51%Mo₂B + 2%MoB + 47%Mo₅SiB₂, 41%MoB + 59%MoSi₂, 96%Mo₅SiB₂ + 2%Mo₃Si + 2%Mo, 89%MoSi₂ + 9%MoB + 2%Mo₅Si₃.

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

Формирование покрытий осуществляли на установке «ALIER-METAL 303», при варьировании энергетических режимов обработки ($E=0,048 - 0,192$ Дж).

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

Исследован рельеф сформированных покрытий. Установлено, что шероховатость сформированных покрытий (параметр Ra) зависит от состава применяемых электродных материалов, а также от энергетического режима обработки и составляет 2,9 – 8,7 мкм (на оптимальном режиме).

Выявлено, что в результате импульсной электроискровой обработки на установленном оптимальном энергетическом режиме на поверхности

никелевого сплава формируются покрытия, характеризующиеся высокой сплошностью (до 100 %), толщиной до 30 мкм, микротвердостью до 5,2 ГПа.

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

Показано, что применение СВС-электродных материалов перспективно для упрочнения деталей авиационной техники из никелевых сплавов.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА МОРФОЛОГИЮ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НЕКОМПАКТНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Al-2Mg-nC

Собольков А.В. студент, Хренов Д.С., Аборкин А.В.

*Владимирский государственный университет имени Александра
Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, Владимир,
bulik.92@mail.ru*

Объектом исследования являлся порошковый композиционный материал Al-2Mg-nC с массовым содержанием графита n=1 вес.% и n=10 вес.%, полученный методом механической активации. Исходная шихта представляла собой гранулы глобулярной формы диаметром 1...2 мм из алюминиевого сплава Al-2Mg с добавлением порошка графита. Механическая активация исходных материалов была проведена в шаровой планетарной мельнице АГО-2У с применением поверхностно активных веществ (стеариновая кислота 1% вес.) в атмосфере аргона. Для размолва использовали стальные шары диаметром 10 мм при соотношении массы загружаемых компонентов к массе мелящих тел 20:1. Механическую активацию проводили с различной частотой вращения валика, которую в различных опытах изменяли в диапазоне $\omega=550...815$ об/мин. Выбор данного интервала обусловлен, с одной стороны, возможностью получения некомпактного композиционного материала за обозримый промежуток времени. С другой стороны, обеспечением температуры процесса механической активации, приводящей к плавлению шихты. Общее время механической активации во всех опытах не превышало 50 минут. Отбор проб осуществлялся каждые 5 минут. Для предотвращения окисления и протекания других нежелательных реакций все манипуляции с исходными веществами и наноструктурными порошками проводили в заполненном аргоном перчаточном боксе MBRAUN 7042, поддерживающем чистоту атмосферы по кислороду и парам воды не хуже 0,1 ppm.

Изучение морфологии полученных порошков проводили методами оптической и сканирующей электронной микроскопии с помощью микроскопов

Optika B-600MET и Quanta 200 3D соответственно. Кроме того, полученные гранулы были исследованы с помощью трехмерной компьютерной рентгеновской томографии на установке Phenix Nanomex. Это позволило получить качественные и количественные оценки наличия в гранулах микродефектов (пор, микротрещин).

Исследования структурно-фазового состава полученных некомпактных композиционных материалов проводили с помощью методов рентгеноструктурного анализа. Для этого использовали установку PANalitical Empyrean.

Для процесса механической активации смеси с $n=1\%$ с учетом ограничений, обусловленных выбранным диапазоном изменения режимов, можно выделить три характерные стадии.

На первой стадии происходит интенсивная пластическая деформация частиц исходной шихты и их диспергирование. Продолжительность данной стадии варьируется в зависимости от энергонапряженности процесса механической активации, но в целом для рассматриваемого диапазона режимных параметров не превышало 10 минут. Морфология частиц в различные моменты времени данной стадии претерпевает значительные изменения. Наиболее характерными формами являются пластинки, на поверхности которых распределены частицы графита. Размеры частиц, получаемых на данной стадии, в зависимости от режимов, изменяются в широком интервале от 40 до 1000 мкм.

Второй стадии соответствует повторяющийся стохастический цикл, включающий пластическое деформирование, пластическую сварку частиц и диспергирование. На данной стадии происходит внедрение частиц углерода в матричный материал за счет скручивания пластин с захватом графита и более мелких частиц матрицы и последующей пластической сваркой.

Многократное повторение данного цикла ведет к формированию металлоуглеродных комплексов. Продолжительность данной стадии составляет ~20...40 минут, меньшие временные затраты соответствуют режимам, обеспечивающим большую (815 об/мин) энергонапряженность обрабатываемой смеси. Необходимо отметить, что для более энергонапряженных режимов (660 и 815 об/мин) в целом на второй стадии обработки отмечено увеличение среднего размера частиц. Так, например, при 815 об/мин размер частиц может увеличиваться до 500...600 мкм, а при 660 об/мин до 300...400 мкм. Это обусловлено преобладанием процессов пластической сварки над диспергированием. В то время как для менее напряженного режима (550 об/мин) значительного роста частиц не происходит, средний размер составляет 600...800 мкм. Для данной стадии характерны частицы с морфологией, соответствующей первой стадии, а также агломераты эллиптической формы, образованные в ходе пластической сварки.

Для третьей стадии характерно сплавление частиц, обеспечивающее образование гранул. На данной стадии фоновая температура системы достигает значений, при которых инициируются процессы сплавления обрабатываемых частиц. Гранулы, полученные при 815 об/мин, имеют неправильную форму,

обусловленную сплавлением групп более мелких частиц правильной округлой формы. Размер гранул составляет порядка 3...5 мм. Доля этих гранул составляет порядка ~80% от обрабатываемой смеси. Несколько иная картина наблюдается при механической активации на 660 об/мин, так как фоновая температура процесса оказывается недостаточной для сплавления больших фрагментов, поэтому происходит образование гранул правильной округлой формы размером 3...5 мм. Доля данных гранул в общем объеме обрабатываемой смеси не превышает ~20%. При активации на 550 об/мин фоновая температура системы не позволяет происходить сплавлению больших объемов частиц, поэтому образуются гранулы округлой формы размером 1...2 мм, доля которых незначительна и не превышает 2...3%.

Иная картина наблюдалась при механоактивационной обработке шихты с $n=10\%$. В ходе анализа полученных данных были выявлены лишь первые две стадии из рассмотренных выше. Причем для данных стадий характерны свои особенности. Так, например, увеличивается продолжительность первой стадии, которая в зависимости от энергонапряженности составляет от 10 до 25 минут. Также можно отметить более выраженную дифференциацию влияния режимов на продолжительность первой стадии механической активации. Для данной стадии характерны частицы в виде пластин с распределенным на поверхности графитом. Диапазон изменения размера частиц, получаемых на данной стадии при $\omega=660...815$ об/мин, составляет от 100 до 1500 мкм.

Отличительной особенностью второй стадии является значительное снижение интенсивности процесса пластической сварки частиц, что обусловлено уменьшением количества ювенильных поверхностей за счет повышения содержания графита в исходной шихте. Это ведет к интенсификации процессов диспергирования частиц, что позволяет получать порошок с меньшей дисперсностью. Частицы порошка, получаемые в ходе данной стадии, имеют эллиптическую форму с развитой поверхностью. Дисперсность порошка, полученного на данной стадии при $\omega=660...815$ об/мин, составляет от 10 до 100 мкм, а при $\omega=550$ об/мин – 30...400 мкм.

Важным моментом, установленным в ходе проведения исследований процесса механической активации с $n=10\%$, является отсутствие третьей стадии, т.е. сплавления частиц с образованием гранул. По всей видимости, во-первых, это объясняется тем, что повышение содержания графита в исходной шихте ведет к изменению условий контактного взаимодействия в процессе механической активации за счет снижения коэффициента трения системы. Данное обстоятельство способствует снижению энергонапряженности процесса, уменьшению фоновой температуры и пластической деформации частиц. Во-вторых, малые размеры частиц не позволяют им свободно пластически деформироваться. Отсутствие работы деформации также снижает фоновую температуру процесса, что в совокупности не позволяет происходить процессу локального расплавления с образованием гранул.

Таким образом, доминирующим фактором, определяющим размер частиц, является концентрация графита в исходной шихте. Изменение

содержания графита от 1 до 10% ведет к уменьшению размеров частиц в 10 и более раз в зависимости от режимов механической активации.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа фазовый состав гранул аналогичен исходному матричному материалу Al-2Mg. Уширение и смещение основных пиков алюминия и пиков интерметаллидных фаз объясняется уменьшением областей когерентного рассеяния и изменением параметра решетки ввиду увеличения концентрации твердого раствора легирующих элементов в решетке алюминия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта 15-08-08032 а.

ПОРООБРАЗОВАНИЕ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УДАРНЫХ ВОЛН, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ РАДИАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Маркидонов А.В. молодой ученый

***Филиал Кузбасского государственного технического университета
в г. Новокузнецке, markidonov_artem@mail.ru***

Большой практический интерес представляет исследование поведения материала под воздействием потоков высокоэнергетических частиц, приводящих к образованию точечных дефектов. Размерная нестабильность, проявляющаяся в виде явлений радиационной ползучести или радиационного распухания, обусловлена развитием новой дефектной структуры в результате переползания дислокаций, а также роста пор. В работах [1, 2] сформулирована основная проблема гомогенного зарождения поры, с позиции квазитермодинамического подхода к описанию образования новой фазы в конденсированной среде, заключающаяся в следующем. Если рассматривать пору как «фазу пустоты», то образование флуктуационным путем зародыша такой новой фазы с размером, превышающим некоторое критическое значение, определяемое удельной поверхностной энергией, маловероятно. Для разрешения этой проблемы разработана феноменологическая теория, согласно которой объединение вакансий в поры происходит под действием упругих растягивающих напряжений, источником которых служат сами избыточные вакансии.

Известно, что воздействие потока высокоэнергетических частиц на твердое тело сопровождается образованием ударных послекаскадных волн, формирующихся в результате резкого расширения сильно разогретой каскадной области [3]. Очевидно, что теория зарождения пор может быть дополнена, если

рассмотреть поведение избыточных вакансий в области разряжения, возникающей после прохождения фронта ударной волны. Целью работы является определение возможности порообразования под воздействием ударных послекаскадных волн.

Рассматриваемые в работе процессы отличает высокая скорость протекания, что затрудняет прямые наблюдения. Поэтому наиболее рациональным видится использование методов компьютерного моделирования. Исследование проводилось с помощью пакета молекулярно-динамического моделирования XMD [4]. В качестве потенциальной функции межатомного взаимодействия использовался потенциал Джонсона, рассчитанный в рамках метода погруженного атома [5].

Подавляющее большинство используемых на практике металлов являются поликристаллами. Основным их структурным элементом является граница зерен, которая, например, может полностью определять свойства нанокристалла. Именно границы зерен оказывают значительное влияние на диффузионные процессы. Известно, что скорость диффузии по границам на порядки выше, чем внутри зерна, и эта разница особенно заметна при низких температурах. Свободный объем границы, обособляющий зерна друг от друга, эквивалентен существованию напряжения всестороннего растяжения [6]. Актуальность исследования порообразования на границах зерен обусловлена значительным влиянием пор на процессы зернограничного проскальзывания, а также кинетики роста зерен. Для моделирования границы зерен наклона применялась методика, изложенная в [7]. Исследование проводилось на расчетных блоках, содержащих границы зерен с углами разориентации $\theta_1 = 9^\circ$ и $\theta_2 = 18^\circ$.

Проведем следующий эксперимент. В одном из зерен создадим некоторое число вакансий, распределенных случайным образом, а во втором зерне сгенерируем ударную волну. Исследование влияния волны на вакансионное скопление будем проводить при температуре, недостаточной для термоактивации диффузии. Компьютерный эксперимент показал, что после прохождения волны наблюдается смещение вакансий по направлению к границе зерен. Известно, что граница не является непреодолимым препятствием для волн. Так, например, в работе [8] показано, что при пересечении границы зерен специального типа $\Sigma 7$ только около 20% энергии уединенной волны рассеивается в зернограничной области. В случае если сгенерировать несколько волн, то вакансии начинают оседать на зернограничных дислокациях с последующей их делокализацией. После генерации двенадцати ударных волн, кроме осевших на дислокациях вакансий наблюдается группа, расположенная во втором зерне, прошедшая при этом между ядрами дислокаций. Отметим, что при проведении эксперимента с большеугловой границей зерен число вакансий, переместившихся в соседнее зерно, значительно меньше. Скопление вакансий на зернограничных дислокациях активизирует трубочную диффузию, которая является основным диффузионным механизмом при не высоких температурах. Уменьшение числа вакансий за пределами зернограничной области в дальнейшем приводит к

снижению роли объемной диффузии.

Необходимо оговорить, что в компьютерных экспериментах наблюдалось переползание дислокаций за счет поглощения вакансий. Данный механизм может быть реализован в случае постоянного притока вакансий [9], который в нашем случае обеспечивает серия ударных волн.

Рассмотрим компьютерные эксперименты, в которых расчетные блоки подвергались деформации всестороннего растяжения. После создания нескольких ударных волн и последующей релаксации структуры, наблюдалось перемещение зернограницных дислокаций в новые положения равновесия, т.е. выгибание границы, которое происходит в результате образования пор при стоке вакансий на дислокации. Подобные выгибания, как показано в работе [10], могут приводить к распаду всей границы, в случае, если значения внешних напряжений будет достаточно для значительного удаления одной из дислокаций от границы. Последующее смещение группы освобожденных решеточных дислокаций вызывает локальную пластическую деформацию и образование удлиненного зерна.

Компьютерные эксперименты, проведенные в представленной работе, свидетельствуют о возможности гомогенного зарождения пор в области растягивающих напряжений, возникающей за фронтом ударной волны. Направленный поток вакансий, возникающий под воздействием серии волн, приводит к оседанию вакансий на естественных стоках, например, на зернограницных дислокациях. Причем температура, при которой наблюдается этот процесс, является недостаточной для его термоактивации. Под воздействием создаваемых извне растягивающих напряжений в зернограницной области формируются поры, смещение которых ударными волнами приводит к росту зерен.

Список литературы:

1. Орлов В.Л., Малышкина А.Г. Образование нанометровых упорядоченных структур радиационных пор // Известия ВУЗов. Физика. 2003. Т.46. №2. С.31-35.
2. Орлов В.Л., Орлов А.В., Аль-Самави А.Х., Евстигнеев В.В. Образование зародыша радиационной поры // Известия ВУЗов. Физика. 2004. Т.47. №3. С.25-28.
3. Овчинников В.В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук. 2008. Т.178. №9. С.991-1001.
4. XMD – Molecular Dynamics for Metals and Ceramics // [Electronic resource]. Mode of Access: <http://xmd.sourceforge.net/about.html>.
5. Johnson R.A. Analytic Nearest-Neighbor Model for FCC Metals // Physical Review B. 1988. V.37. №8. P.3924-3931.
6. Орлов А.В., Лысков Л.В., Орлов В.Л. Условия восходящей диффузии в концентрированных сплавах // Вестник Югорского государственного университета. 2008. Вып. 1(8). С.102-105.
7. Markidonov A.V., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Splitting Vacancy Voids in the Grain Boundary Region by a Post-Cascade Shock Wave // Materials Physics and

Mechanics. 2013. Vol.18. №2. P. 148-155.

8. Псахье С.Г., Зольников К.П., Кадыров Р.И., Руденский Г.Е., Шаркеев Ю.П., Кузнецов В.М. О возможности формирования солитонообразных импульсов при ионной имплантации // Письма в ЖТФ. 1999. Т.25. В.6. С.7-12.

9. Овидько И.А., Рейзис А.Б. Переползание зернограничных дислокаций и диффузия в нанокристаллических твердых телах // Физика твердого тела. 2001. Т.43. Вып.1. С. 35-38.

10. Бобылев С.В. Теоретические модели испускания дислокаций границами зерен в деформируемых нанокристаллических материалах // Materials Physics and Mechanics. 2011. Vol.12. №2. P.126-160.

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МИКРОСФЕР ОКСИДА МАРГАНЦА

Подголин С.К. студент, Юдинцева Т.И., Дзидзигури Э.Л., Кузнецов Д.В.

*ФГАОУ ВПО Национальный Исследовательский Технологический
Университет «МИСиС», Москва, s.podgolin@gmail.com*

Представленная работа посвящена получению и исследованию наноструктурных микросфер оксида марганца, а также поиску возможного применения полученного продукта.

В процессе проведения работы была получена серия экспериментальных образцов оксида марганца методом распылительного пиролиза при температурах в интервале от 700 до 1000 °С шагом 100 °С. Для получения порошка оксида марганца использовались кристаллогидраты азотнокислого марганца $Mn(NO_3)_2 \times 4H_2O$. Из данной соли был получен водный раствор с концентрацией нитрата марганца 10% по массе, что способствует наилучшим значениям удельной поверхности и хорошей выработке конечного продукта.

Метод распылительного пиролиза позволяет получать широкий спектр материалов. Возможно получение функциональных и конструкционных материалов, а также отдельно стоит отметить возможность получения композиционных материалов.

Полученные порошки оксида марганца представляют собой полые микросферы, стенки которых состоят из наночастиц. При помощи СЭМ были получены микрофотографии конечных порошков, один из которых представлен на рисунке 1.

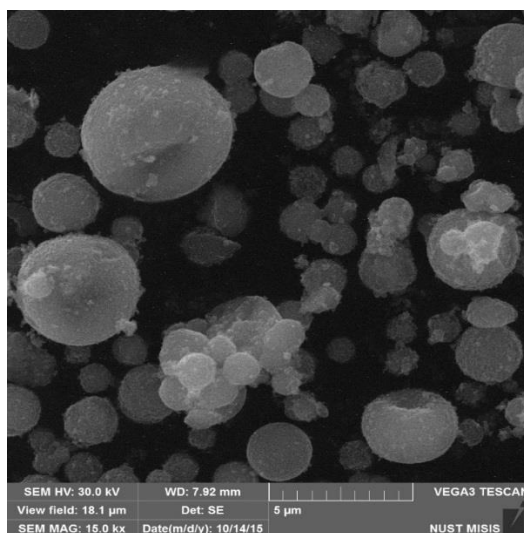


Рис.1. Микрофотография образца оксида марганца.

Был произведен анализ распределения микросфер по размерам методом случайных секущих по микрофотографиям. Размер микросфер лежит в интервале от 0,3 до 6 мкм, а средний размер составляет 1,5 мкм.

Для определения качественного и количественного элементного состава экспериментальных образцов был произведен микрорентгеноспектральный анализ, а методом низкотемпературной адсорбции азота была оценена величина удельной поверхности образцов оксида марганца.

По результатам проведенных исследований наноструктурных микросфер оксида марганца можно сделать вывод что используемый метод получения является продуктивным и перспективным для получения дисперсных порошков с целью их дальнейшего эффективного использования в различных областях, включая высокотемпературную теплоизоляцию.

ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА ЛОКАЛЬНЫХ УЧАСТКОВ ОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ ДЛИННОМЕРНОМ КОМПОЗИТЕ

Ноняк Д.В. магистрант, Первухина О.Л.

***Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черноголовка, nonyak@bk.ru***

Одним из перспективных способов получения биметаллических материалов является метод сварки взрывом. Данный способ позволяет получать изделия из разнообразных металлов и сплавов, в том числе тех, сварка которых другими способами затруднена. Произведенные сваркой взрывом изделия применимы в различных областях промышленности, где требуется постоянное

повышение качества получаемых с её помощью сварных соединений. Особо остро вопрос качества встает при увеличении размера плакируемых изделий, так как с ростом площади плакирования наблюдается изменение свойств сварного соединения [1].

Объектом исследования являлись образцы, вырезанные из полученного биметаллического листа 09Г2С+08Х18Н10Т габаритами 29(24+5)х2000х12900 мм на разных расстояниях от начала процесса. Анализ элементного состава проводилось методом электронной микроскопии.

В результате проведённых исследований был выявлен рост усреднённой толщины оплавленного металла $\delta_{пл}$ с удалением от начала процесса сварки L (Рис. 1). Усреднённую толщину оплавленного металла оценивали, как отношение суммы площади литых включений в плоскости исследуемого образца к длине шлифа.

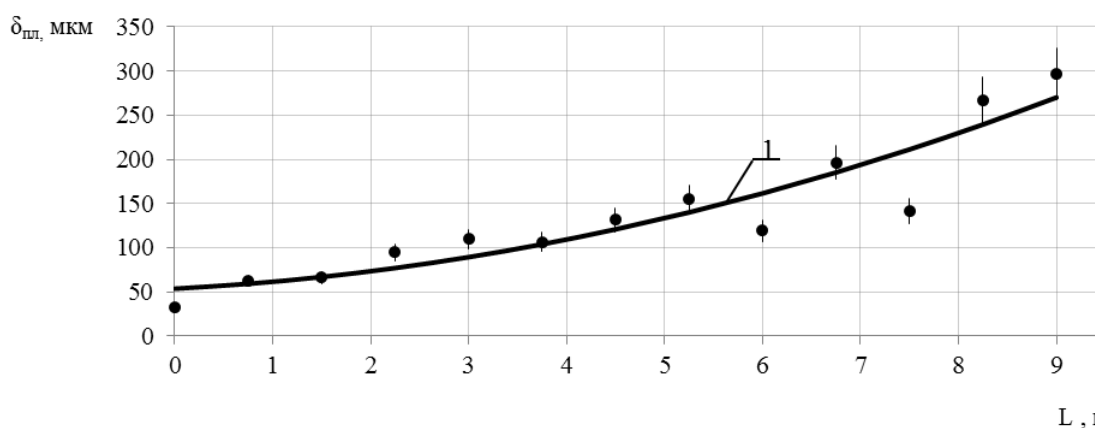


Рис. 1. Изменение усреднённой толщины слоя оплавленного металла $\delta_{пл}$ с удалением от начала процесса сварки L , зарегистрированное на листе биметалла 09Г2С+08Х18Н10Т, где 1 – квадратичное приближение экспериментальной средней толщины слоя оплавленного металла по методу наименьших квадратов.

Исследование структуры сварного соединения показало, что на межслойной границе металлов наблюдаются отдельные литые включения вплоть до 8000 мм от начала процесса сварки (Рис. 2, а). С дальнейшим удалением от точки инициирования наблюдается увеличение площади литых включений, которые сливаются в сплошную прослойку оплавленного металла в зоне соединения (Рис. 2, б).

Возникновение такой прослойки зачастую приводит к ухудшению прочностных свойств соединения, к расслоению зоны соединения после сварки взрывом, а при сварке титана к разрушению плакирующего слоя [2, 3].

Из результата анализа элементного состава микронеоднородностей соединения следует, что в процессе соударения двух пластин при сварке взрывом, в сварочном зазоре достигается температура, приводящая к оплавлению основного и плакируемого слоя. В результате этого микронеоднородности имеют промежуточный элементный состав (таблица 1).

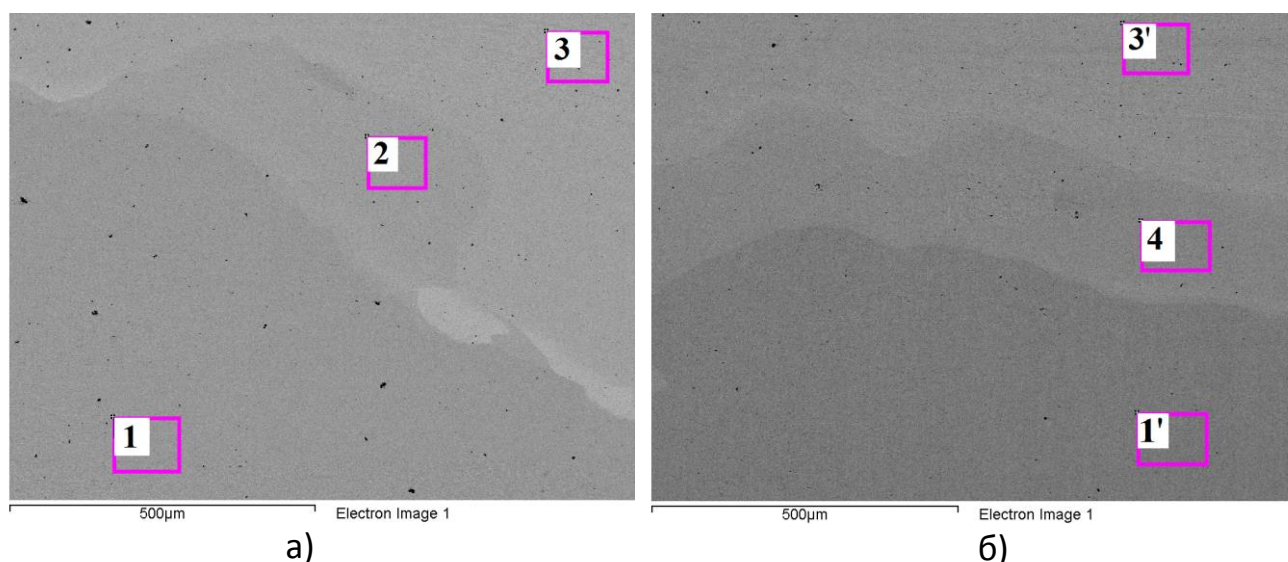


Рис. 2. Структура сварного шва свариваемых пластин: а) отдельное литое включение (расстояние 1500 мм от начала процесса); б) сплошная прослойка оплавленного металла (расстояние 8000 мм от начала процесса).

Таблица 1 – Элементный состав %

| Зона анализа | Si | Cr | Mn | Ni | Ti |
|--------------|-----------|-------------|-----------|-------------|-----------|
| 1,1' | 0,83±0,12 | 0,050±0,008 | 1,39±0,21 | 0,040±0,006 | - |
| 3,3' | 0,75±0,11 | 18,39±2,76 | 1,16±0,17 | 9,3±1,40 | 0,30±0,06 |
| 2 | 0,71±0,11 | 10,34±1,55 | 1,28±0,19 | 5,25±0,79 | 0,15±0,03 |
| 4 | 0,75±0,11 | 10,24±1,54 | 1,40±0,21 | 5,5±0,83 | 0,14±0,02 |

В результате исследования установлено, что элементный состав оплавлений остается неизменным на протяжении всей длины соединения крупногабаритного листа.

Ранее считалось, что изменение структуры сварного соединения, приводящее к снижению его свойств при плакировании крупногабаритных листов, наблюдается только при плакировании титаном [4]. Однако проведенные исследования показали, что аналогичные изменения структуры соединения происходят и при плакировании нержавеющей сталью с той разницей, что критические изменения происходят на гораздо большем удалении от начала процесса сварки.

Выводы:

1. Установлено, что при плакировании крупногабаритных листов стали с удалением от начала процесса сварки, происходит увеличение размеров. На расстоянии порядка 8000 мм от начала процесса оплавленные участки сливаются в сплошную прослойку. Эти изменения структуры сварного соединения, аналогичны изменениям, наблюдаемым при плакировании титаном, с той

разницей, что критические изменения (образование сплошной литой прослойки) наступают на гораздо большем удалении от начала процесса сварки.

2. Показано, что микронеоднородности сварного соединения имеют промежуточный элементный состав между основным и плакируемым слоем, а также установлено, что состав оплавлений остается неизменным на протяжении всей длины соединения крупногабаритного листа.

Список литературы:

1. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М: Машиностроение, 1987. – 216 с.
2. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978 – 165 с.
3. А. А. Бердыченко. Теоретические основы технологии сварки взрывом в среде защитных газов / А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Межвузовский сборник научных трудов / ВолгГТУ, Волгоград– 2002 – с. 134–151.
4. Бердыченко, А. А. Структурные изменения титана при образовании сварного соединения сваркой взрывом [Текст] / А. А. Бердыченко. // Известия ВолгГТУ, Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Выпуск № 3 (41), 2008 г. – с. 57–67.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ПРЕГРАДЫ ПОСЛЕ СОУДАРЕНИЯ ЧАСТИЦАМИ ВОЛЬФРАМА

Петров Е.В. молодой ученый, Трофимов В.С.

***Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черногловка, petrow-ewgeni@mail.ru***

При исследовании материалов, обработанных высокоскоростным потоком частиц, как правило, основное внимание обращают на приповерхностную зону. Такой подход очевиден, так как соударение потока частиц с металлической преградой приводит к остановке большей их части в приповерхностной зоне и образованию на поверхности преграды покрытия из этих частиц. Наблюдаемое в экспериментах проникание отдельных макроскопических частиц в металлическую преграду на глубину, не превышающую десяти их исходных размеров, можно объяснить в рамках гидродинамической теории, в которой преграда рассматривается как несжимаемая жидкость. Однако при взаимодействии с поверхностью преграды потока микрочастиц, разогнанных энергией взрыва до скорости 1000 – 3000 м/с, наблюдается проникание их вещества в преграду на глубину, которая превышает

размер исходных частиц в сотни раз. Это явление, названное сверхглубоким прониканием, обнаружено во время исследований упрочнения металлов с помощью взрывного воздействия [1].

Образцы из конструкционной стали Ст.3 диаметром 20 мм и высотой 30 мм обрабатывались потоком частиц вольфрама с размером частиц 10 – 16 мкм, разогнанного взрывом гексогена насыпной плотности. При детонации ударная волна и продукты взрыва разгоняли порошок и вместе с ним воздействовали на исследуемый образец. При выполнении работы были проведены две серии экспериментов:

- обработка поверхности образцов потоком частиц вольфрама, а затем обработка этой же поверхности только ударной волной;
- двукратная обработка поверхности образцов потоком частиц вольфрама.

Масса и тип взрывчатого вещества, схема обработки во всех экспериментах были одинаковые.

С помощью электронного микроскопа при исследовании поверхностного слоя образцов было показано, что после соударения потока частиц вольфрама на поверхности происходит формирование покрытия и образование переходной зоны. Толщина покрытия имеет неравномерное распределение по поверхности стальной преграды и варьируется в пределах от 10 до 30 мкм

При исследовании образцов, обработанных частицами вольфрама и ударной волной, было обнаружено, что при второй обработке поверхности ударной волной покрытие из вольфрама уменьшается, а местами полностью удаляется с поверхности образца, хотя предполагалось, что обработка ударной волной упрочнит покрытие из вольфрама на поверхности образцов.

После двукратной обработки потоком частиц вольфрама на поверхности образца (рис. 1) на границе раздела фаз вольфрама и железа были обнаружены выделения, которые окружали частицы вольфрама. Это свидетельствует о протекании реакционной диффузии на межфазной границе с образованием интерметаллидных соединений на основе исходных компонентов. Такие же выделения на границе раздела фаз в результате диффузионного взаимодействия получены в работе [2] в СВС системе Ni-Al-W.

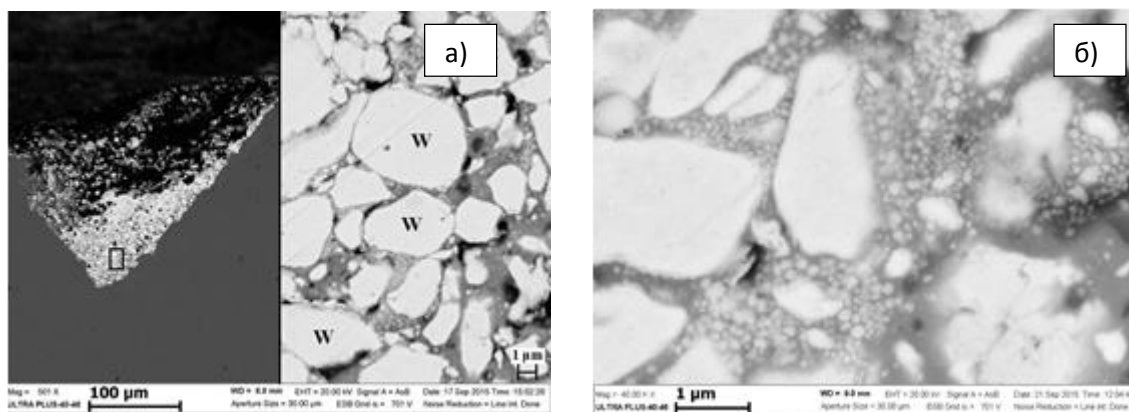


Рис. 1. Микрофотографии покрытия из частиц вольфрама на поверхности образцов после обработки: а) $\times 501$; б) $\times 40000$

На рисунке 2б видно, что реакционная диффузия приводит к образованию зародышей новой фазы глобулярной формы на границе раздела между вольфрамом и железом.

Микротвердость образцов после обработки высокоскоростным потоком частиц вольфрама измерялась на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой на пирамидку Виккерса 100 г. Измерения микротвердости проводились в приповерхностном слое образцов, обработанных потоком частиц на расстоянии 2, 4 и 6 мм от поверхности. Результаты измерений представлены в таблице 1, из которой видно, что упрочнение поверхностного слоя происходит при всех видах обработки высокоскоростным потоком частиц. Самое большое увеличение микротвердости происходит при двукратной обработке частицами вольфрама.

Таблица 1
Значения микротвердости в поверхностном слое образцов

| Тип образца | Микротвёрдость, HV | | |
|--|--------------------|---------|---------|
| | 2 мм | 4 мм | 6 мм |
| Исходный | 165-170 | 165-170 | 165-170 |
| Обработка частицами W | 210-215 | 195-200 | 185-190 |
| Двукратная обработка частицами W | 240-245 | 230-235 | 210-215 |
| Обработка частицами W и ударной волной | 215-220 | 210-215 | 195-200 |

Таким образом, показано, что соударение потока частиц с преградой приводит к формированию поверхностного слоя из частиц вольфрама, представляющего собой композиционный материал, состоящий из вольфрама, железа и их интерметаллидного соединения. При реакционной диффузии на границе раздела фаз вольфрама и железа образуются интерметаллидные соединения в виде глобулярных выделений. Измерение микротвердости поверхностного слоя преграды после обработки потоком частиц вольфрама показало самое большое увеличение значений микротвердости при двукратной обработке частицами вольфрама.

Список литературы:

1. Роман О.В., Андилевко С.К., Карпенко С.С., Романов Г.С., Шилкин В.А. Эффект сверхглубокого проникания. Современное состояние и перспективы // ИФЖ, 2002. Т.75. №4. С. 187-199.
2. Сычев А.Е., Vrel D., Колобов Ю.Р., Ковалев И.Д., Голосов Е.В., Щукин А.С., Вадченко С.Г. Особенности структуро- и фазообразования в системе Ni-Al-W в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Композиты и наноструктуры, 2013. №2. С. 51-58.

Автор выражает благодарность н.с. Щукину А.С. и инж.-иссл. Ноняку Д.В. за помощь в получении результатов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОЛИ УГЛЕРОДА НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ГОРЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ И ГРАНУЛИРОВАННЫХ СОСТАВОВ $Ti+xC$ ($0.5 < x < 1$)

Кочетков Р.А. молодой ученый, Сеплярский Б.С.

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

В данной работе проводилось исследование закономерностей горения порошковых и гранулированных смесей $Ti+0,5C$, $Ti+0,75C$ и $Ti+C$. Сравнение этих данных позволяет сделать обоснованные выводы о влиянии гранулирования на закономерности горения смесей $Ti+xC$.

Ранее нами были проведены исследования закономерностей горения системы $Ti+0.5C$. Однако, было неясно, сохраняются ли полученные закономерности при увеличении доли углерода в системе при движении к стехиометрии $Ti+C$. Ведь в таком случае должна возрасть скорость горения порошковых смесей, и встал вопрос о том, возрастет ли одновременно и скорость горения гранулированных смесей или же останется прежней. Этот вопрос актуален в свете различных механизмов распространения волны горения для порошковых и гранулированных смесей. Так, для порошковых было показано, что в них реализуется конвективно-кондуктивный механизм, в котором основной перенос тепла происходит за счет течения расплава наиболее легкоплавкого компонента под действием сил поверхностного натяжения и перепада давлений перед и за фронтом, причем скорость течения расплава и есть видимая скорость горения. В гранулированных же смесях искусственно изменена структура пористой среды, поэтому течение расплава там ограничено размерами отдельных гранул (порядка 1 мм в условиях наших экспериментов). Скорость горения таких смесей зависит как от времени сгорания отдельных гранул, так и от времени передачи тепла от гранулы к грануле, в т.ч. за счет лучистого теплообмена. Сравнение закономерностей горения порошковых и гранулированных составов позволит сделать обоснованные выводы о влиянии гранулирования на механизм распространения волны горения в смесях $Ti+xC$.

В ходе работы были проведены эксперименты со сжиганием порошковых и гранулированных смесей $Ti+0.5C$, $Ti+0.75C$, $Ti+C$. В ходе проведенных исследований были установлены зависимости массовых и линейных скоростей горения от различных параметров, таких как: состав смеси, тип (порошковая или гранулированная) смеси одинакового состава и др.

Эксперименты проводились на экспериментальной установке, приведенной на рисунке 1.

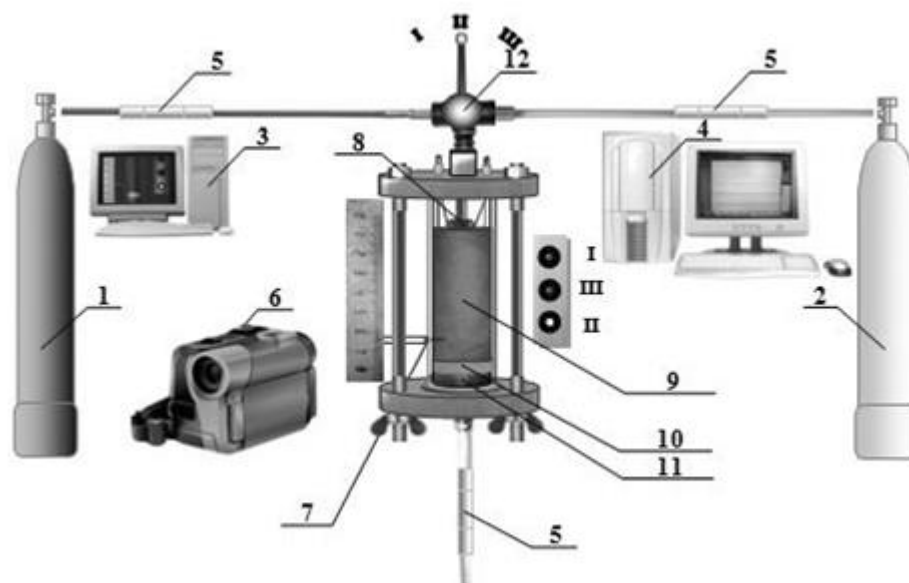


Рис.1. Схема экспериментальной установки. 1 – баллон с азотом, 2 – баллон с аргоном, 3 – компьютер для записи видеосигнала, 4 – компьютер для записи показаний датчиков через АЦП, 5 – датчики расхода и давления, 6 – цифровая видеокамера, 7- термопара из вольфрам-рений 5/20, 8 – эл. спираль 9 – шихта, 10 – слой минеральной ваты, 11 – металлическая сетка, 12 – переключатель газа.

Экспериментальные результаты

В ходе проведенных исследований было установлено, что скорость горения порошковых смесей насыпной плотности при изменении состава смеси возрастает в 4 раза с 4мм/с ($Ti+0.5C$) до 16мм/с ($Ti+C$) (рисунок 2). При этом скорость горения гранулированных составов возрастает почти пропорционально с порошковыми и отличается в 2,5-3 раза.

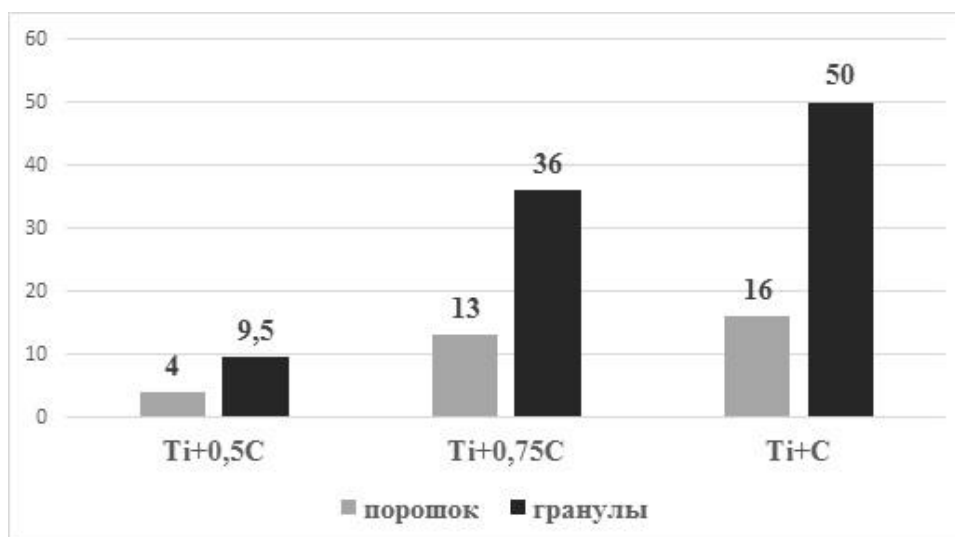


Рис.2. Измеренные скорости горения порошковых и гранулированных смесей $Ti+xC$.

Одна из причин наблюдаемого увеличения скоростей горения – лучшие условия для отвода примесных газов из зоны горения: размер гранул (длина фильтрации) составляет примерно 1мм, и такая засыпка обладает высокой газопроницаемостью (таблица 1), которая сохраняется как во время, так и после процесса горения. В соответствии с конвективно-кондуктивной моделью эти особенности гранулированных смесей должны приводить к увеличению скорости горения как самих гранул и, как следствие, всей засыпки. Также, за счет увеличения характерного размеров частиц, из которых состоит пористая среда, с нескольких десятков микрон (порошковая смесь) до миллиметра (в гранулированных смесях) на порядки увеличивается эффективная длина проникновения излучения и, следовательно, роль лучистого теплообмена в механизме распространения волны горения. Для проверки гипотезы о ведущей роли излучения в механизме распространения волны горения в гранулированных смесях было проведено сопоставление возрастания мощности излучения и скоростей горения гранулированных шихт при изменении содержания углерода в смеси. Относительное возрастание мощности излучения можно представить, как отношение рассчитанных температур горения в четвертой степени. Проведенное сопоставление относительного изменения лучистого потока и скорости горения при изменении состава смеси позволяют сделать вывод о ведущей роли излучения в механизме распространения волны горения для гранулированных смесей. Однако расчеты времени воспламенения негоревшего слоя гранул лучистым потоком от ближайшего сгоревшего слоя гранул показал, что лучистый механизм теплообмена не может обеспечить наблюдаемую в экспериментах скорость горения.

Таблица 1. Коэффициенты газопроницаемости, Дарси.

| Состав смеси | порошок | гранулы |
|--------------|---------|---------|
| Ti+0,5C | 3 | 22 |
| Ti+0,75C | 3 | 23 |
| Ti+C | 2,5 | 24 |

Поэтому можно считать, что распространение фронта пламени в гранулированных смесях обеспечивается комбинацией лучистого и кондуктивного механизмов передачи тепла в волне горения.

СОСТАВ И СТРУКТУРА ПРОДУКТОВ ГОРЕНИЯ ПРИ СИНТЕЗЕ γ -ALON С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ДОБАВКИ

Акопджанян Т.Г. аспирант, Боровинская И.П.

ФГБУН Институт Структурной Макрокинематики и Проблем
Материаловедения РАН, Черноголовка, Tigi@yandex.ru

Данный доклад является продолжением исследований, направленных на получение высокотемпературной нитридной керамики на основе нитридов и оксидов алюминия, кремния, бора и др. с использованием «термически и химически сопряженных» реакций самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Такие реакции позволяют синтезировать важную в практическом отношении нитридную керамику при горении слабозкотермических смесей.

В предыдущих докладах была показана возможность синтеза оксинитрида алюминия с использованием «термически сопряженных систем», было исследовано фазо- и структурообразование.

В данном докладе представлены результаты разработки метода синтеза оксинитрида алюминия с использованием «химически сопряженных реакций». В качестве энергетической добавки был выбран перхлорат магния.

Таким образом, проведены эксперименты по горению в азоте высокого давления системы Al – Al₂O₃ без подогрева, а также с использованием энергетической добавки. Показано влияние условий горения (наличие и количество добавки, давление реагирующего газа, марка алюминия, наличие теплоизоляционной засыпки и т.п.) на фазовый состав и структуру продуктов горения, на полноту протекания реакции и содержание азота в продукте.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИСХОДНЫХ КОМПОНЕНТ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СВС-ЭКСТРУЗИИ НА КАЧЕСТВО И МИКРОСТРУКТУРУ ТИ-В СТЕРЖНЕЙ

Константинов^{1,2} А.С. магистрант, Бажин¹ П.М., Столин¹ А.М.,
Зарипов² Н.Г.

¹- ИСМАН, Черноголовка

²- УГАТУ, Уфа, slaity@mail.ru

Титан и его сплавы являются перспективными высокопрочными конструкционными материалами для аэрокосмической, военной и автомобильной промышленности, вследствие их превосходных физических и

химических свойств, таких как низкая плотность, высокая удельная прочность, стойкость к окислению, и коррозионная стойкость. Тем не менее, обычные титановые сплавы при высоких температурах характеризуются низкой износостойкостью и механической прочностью. Такие недостатки ограничивают потенциал материалов во многих отраслях промышленности.

Для устранения этих недостатков, в качестве добавок используются частицы SiC, TiC, Al₂O₃, и TiB. Среди этих частиц, TiB показывает выдающиеся свойства, такие как высокая твердость, отличная химическая и термодинамическая стабильность, хорошая износостойкость и теплостойкость, а также сильное поверхностное склеивание с титановой матрицей. Кроме того, частицы TiB и Ti матрицы имеют одинаковые коэффициенты теплового расширения. Используя метод СВС-экструзии возможно за десятки секунд в одну технологическую стадию получение длинномерных стержней из материала на основе TiB-Ti. Сущность СВС-экструзии заключается в проведении самораспространяющегося высокотемпературного синтеза целевого продукта с последующим экструдированием горячего синтезированного материала через формующую матрицу.

Предложен метод СВС-экструзии для получения длинномерных стержней из материалов на основе TiB-Ti. Этот материал обладает рядом ценных свойств, среди которых можно выделить высокую стойкость к термическим нагрузкам и хорошую износостойкость при температурах до 800°C, а также высокую твердость. В качестве исходного материала применялся Ti марки ПТОМ и ПТМ. В работе изучено влияние исходных компонент и технологических параметров на длину, пористость, микротвердость и дефектность экструдированных стержней. Методами электронной микроскопии и рентгенофазового анализа исследована микроструктура полученных образцов.

Список литературы:

1. Takashi S., The Automotive Application of Discontinuously Reinforced TiB-Ti Composites. – Journal of Material, may 2004 С.33-36.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ПРИМЕСНОГО ГАЗОВЫДЕЛЕНИЯ НА ГОРЕНИЕ СИСТЕМЫ Ni+Al. ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ОКРУЖАЮЩЕЙ АТМОСФЕРЫ, ТЕРМОВАКУУМНОЙ ОБРАБОТКИ И МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ.

Кочетов Н.А. молодой ученый, Сеплярский Б.С.

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

Традиционно горение системы Ni+Al считается безгазовым, при анализе закономерностей горения не учитывается влияние примесных газов. Однако в

последнее время стали появляться экспериментальные данные, не укладывающиеся в эти традиционные представления о безгазовом горении. Это возрастание скорости горения смеси после термовакуумной обработки [1], увеличение скорости горения при уменьшении диаметра образцов и при переходе от цилиндрических образцов к образцам в виде тонких лент [2]. Для объяснения этих фактов была сформулирована конвективно-кондуктивная модель распространения волны реакции, учитывающая влияние на механизм горения как конвективного, так и кондуктивного переноса тепла [3]. Для проверки выводов конвективно-кондуктивной модели авторы решили на системе Ni+Al исследовать зависимость скорости горения и изменение длины образцов после горения от давления окружающей атмосферы. Кроме того, изменялось количество примесных газов в смеси. Для их уменьшения использовалась термовакуумная обработка (ТВО) в высоком вакууме при температуре 300⁰С, для их увеличения применялась механическая активация (МА) и последующая МА в воде (диспергирование). Тот факт, что в процессе механической активации в смесь попадают примесные газы, установлен в работе [4].

Результаты и обсуждение:

Образцы, спрессованные из исходной смеси и исходной смеси после термовакуумной обработки, сохраняли свою длину после горения. Образцы, спрессованные из активированных и диспергированных смесей росли в процессе горения, что обусловлено попаданием в них примесных газов в ходе активирования и диспергирования.

Для обеих смесей скорость горения увеличивается с увеличением давления аргона от 0,01 мм.рт.ст до 251 мм.рт.ст. и слабо меняется при дальнейшем увеличении давления (рис. 1). Скорость горения смеси после ТВО в разы превышает скорость горения исходной смеси. В вакууме это различие максимально – на порядок величины.

Зависимость скорости горения от давления аргона для образцов из активированных и диспергированных смесей представлена на рис.2.

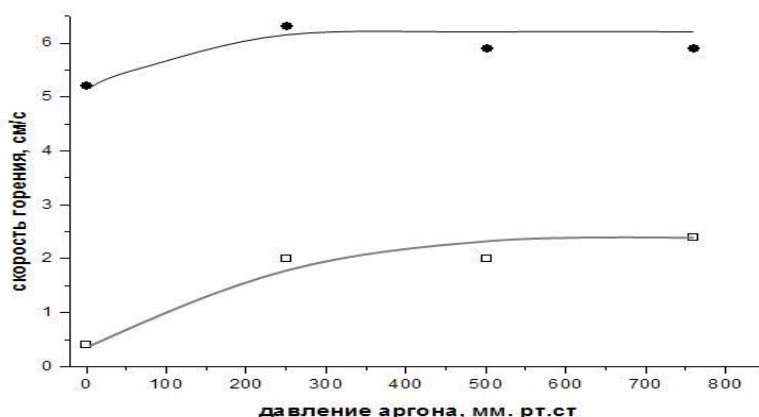


Рис 1. Зависимость скорости горения от давления аргона для образцов из: □ - исходной смеси, • - исходной смеси после термовакуумной обработки

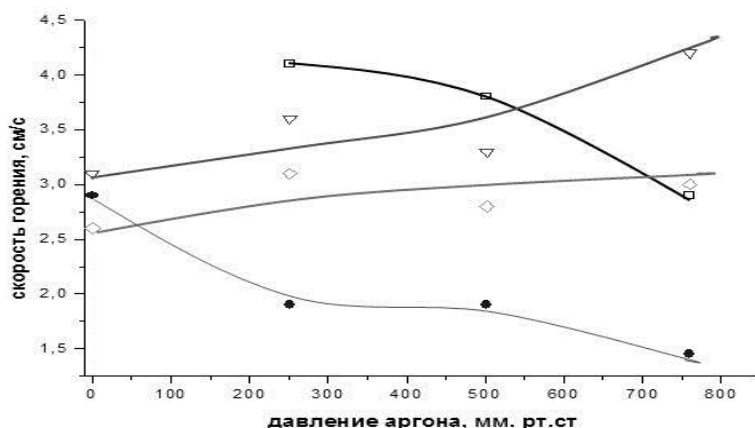


Рис. 2. Зависимость скорости горения от давления аргона для образцов из: □ - 4 мин 50 с МА и 3 мин диспергированной смеси, ● - 3 мин МА и 3 мин диспергированной смеси, ▽ - 4 мин 50 с МА смеси, ◇ - 3 мин МА смеси

Выводы:

1. В процессе МА и диспергирования в смесь Ni+Al попадают примесные газы, что приводит к росту образцов в ходе горения. С увеличением времени МА увеличивается количество попадаемых примесных газов. При уменьшении внешнего давления газовой среды увеличивается рост образцов в процессе горения. Образцы из исходной смеси и смеси после ТВО сохраняют длину после горения

2. ТВО позволяет в разы увеличить скорость горения и избавиться от трещин в продуктах горения для системы Ni+Al.

3. С увеличением времени МА увеличивается скорость горения смесей.

4. С увеличением давления газовой атмосферы увеличивается скорость горения исходной смеси, исходной смеси после ТВО и активированных смесей; уменьшается скорость горения диспергированных смесей.

5. Полученные закономерности объяснены в рамках конвективно-кондуктивной модели горения.

Список литературы:

1. Seplyarskii, B.S., Vadchenko, S.G., Kostin, S.V., and Brauer, G.B. Combustion of Bulk Density Powder Mixtures in a Coflow of Inert Gas. 1. The Ni–Al System. //Int. J. SHS, 2008, vol. 17, no. 2, pp. 112-116.
2. Н.А. Кочетов, Б.С. Сеплярский. Зависимость скорости горения от размера образца в системе Ni+Al. Физика горения и взрыва, 2014, т.50, №4, стр.29-35.
3. Сеплярский Б.С. Природа аномальной зависимости скорости горения безгазовых систем от диаметра. // Докл. РАН 2004 г. Т.396, № 5, с. 640-643.
4. S.G. Vadchenko. Gas Release during Combustion of Ti+2B Films: Influence of Mechanical Alloying. // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis, 2015, Vol. 24, No. 2, pp. 90–93.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ СВС

*Щукин А.С. молодой ученый, Вадченко С.Г., Камынина О.К., Сычѳв А.Е.,
Ковалѳв И.Д.*

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

В процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) выделяется значительное количество тепла, которое может быть использовано не только для дальнейшей переработки синтезируемого материала или формирования его структуры, но и в качестве источника дополнительного тепла для соединения разнородных материалов [1-3]. Для образования надёжного соединения между разнородными материалами, трудно поддающимися пайке или сварке обычными методами, СВС даёт возможность подобрать переходные, в том числе, градиентные переходные составы. Широкий спектр материалов (интерметаллиды, металлы, сплавы, керамика, композиционные), образующихся между различными реагентами в процессах СВС, позволяет за счёт чередования различных слоѳв получить прочное соединение между несовместимыми материалами. Данный метод находит применение в машиностроении, аэрокосмической индустрии, может быть использован как в земных, так и в космических условиях (на борту космических станций, при освоении планет).

Цель данной работы – определить основные стадии процесса высокотемпературного синтеза, ответственные за формирование соединений керамических материалов в условиях СВС. Эксперименты проводились на примере следующих систем: $(\text{Ti}+0,5\text{C})-(\text{Ti}+\text{Si})$, $(5\text{Ti}+3\text{Si})-(\text{Ti}+0,65\text{C})$ и $(5\text{Ti}+3\text{Si})-\text{W}-[(\text{Ni}+\text{Al})+\text{W}]$.

В результате проведѳнных экспериментов получены многослойные материалы, характеризующиеся градиентом состава и пористости, показана перспективность формирования высокотемпературных градиентных покрытий на основе данных систем. Показана возможность соединения не только материалов одного класса (керамика-керамика), но и соединение различных материалов (керамика-интерметаллид). Основными факторами, влияющими на прочность образующегося соединения, являются температура горения, количество жидкой фазы в продуктах горения, количество выделяющихся при горении примесных газов, смачиваемость твердых продуктов реакции расплавом, время кристаллизации продуктов, образование тройных соединений. Этими факторами объясняется различие в структуре образцов.

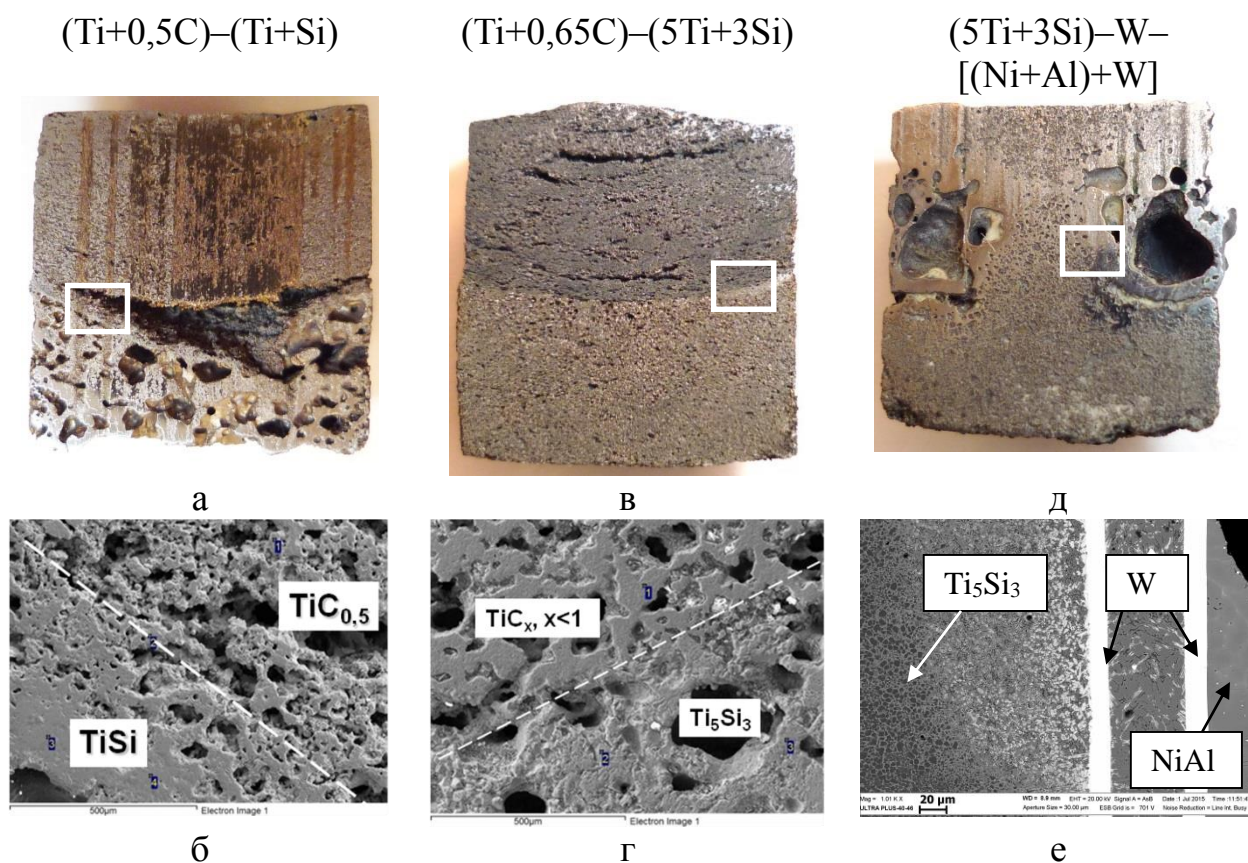


Рис. 1. Фотографии образцов и SEM фотографии переходных зон.

В случае образования жидкой фазы соединение двух элементов происходит за счёт проникновения расплава сквозь поры слоёв в результате воздействия внешних сил или капиллярного давления, возникающего при смачивании твёрдой фазы жидкостью.

Список литературы:

1. A.G. Merzhanov, I.P. Borovinskaya, *Combust. Sci. Technol.*, 10, № 5-6, (1975) 195-200.
2. M. Subrahmanyam, J. Vijayakumar. *J. Mater. Sci.*, 27, № 23, (1992) 6249-6273.
3. S.G. Vadchenko, O.D. Boyarchenko, A.E. Sytshev, N.V. Sachkova, *Int. J. of SHS*, 22, № 1, (2013) 46-51.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда
 Фундаментальных Исследований (проект номер 15-08-04595_a).*

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ НА ОСНОВЕ СПЛАВА АМГ-2 и ГРАФИТА

Хренов^{1,2} Д.С. магистрант, Собольков¹ А.В., Сычѳв² А.Е.

*¹⁻ Владимирский государственный университет имени Александра
Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, Владимир,
vertin.dmitry@yandex.ru*

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

Сплав АМГ-2 системы (Al—Mg) относится к числу деформируемых давлением сплавов. Помимо этого, данный сплав выделяется среди прочих высокой коррозионной стойкостью, пластичностью и хорошей свариваемостью. По прочности он превосходит АМц, но уступает ему в пластичности. Теплопроводность же и электропроводность этого материала ниже, чем у алюминий-марганцевого сплава. Сплав АМГ-2 применяется в различных областях промышленности, особый интерес представляет использование данного материала для создания защитных покрытий деталей и механизмов, что позволит увеличить их срок службы в агрессивных средах [1].

В данной работе для нанесения покрытия используется метод холодного газодинамического напыления (ХГН). Данный метод привлекателен тем, что позволяет значительно снизить термические нагрузки на материалы основы и покрытия. Данная особенность позволяет применять ХГН для нанесения металлических покрытий в областях техники, где применение газотермических методов затруднительно или невозможно [2].

Предварительно было проведено исследование механически активированного порошкового состава АМГ-2 с графитом для их дальнейшего использования в качестве напыляемого материала. Состав смесей формировался на основе порошков сплава алюминия марки АМГ-2 и графита с чистотой 99 ат. % (Таблица 1). Порошок графита добавляли к гранулам сплава АМГ-2, затем подвергали механической обработке в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице. Содержание графита в смесях варьировалось в диапазоне 1-9 вес. %. Механическую активацию производили в воздушной среде, в течение 6 часов. Измерения размера частиц проводились на приборе «Микросайзер 201с», в диапазоне 0.2–300 мкм.

Эксперименты показали, что с увеличением весовой доли графита в смеси наблюдаться снижение размера частиц. Это обусловлено препятствием графита слипанию гранул сплава АМГ-2. Проведение рентгенографических исследований, показало наличие основной фазы алюминия для всех смесей. В составе смесей не обнаружено появления новых фаз (например, карбида алюминия).

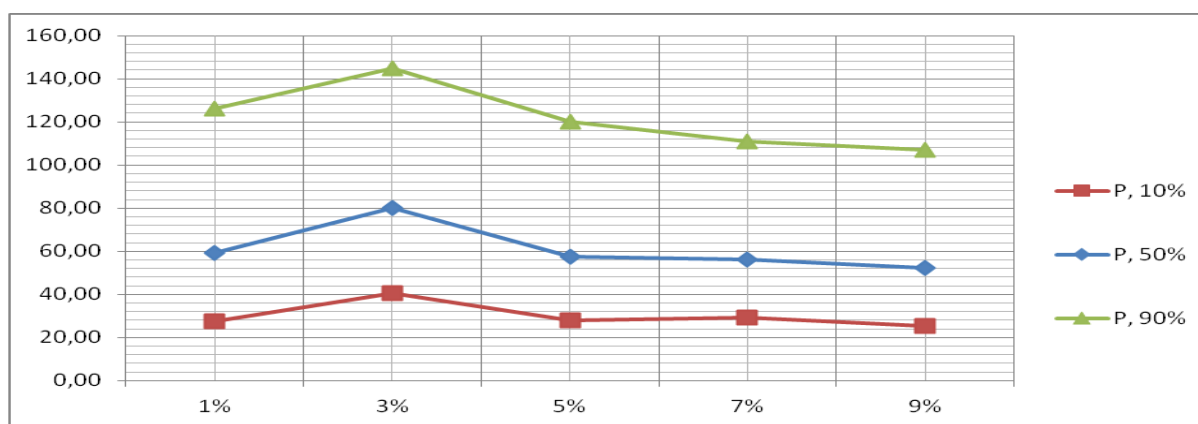


Рис. 1. Зависимость среднего размера частиц, от значения весовых долей графита в составе: P, 10%; P, 50% P, 90% – для весовых долей 10%, 50%, 90% соответственно.

Проведенные при помощи автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus 55 микроструктурные исследования показали особенности морфологического строения механоактивированных смесей порошков различного состава.

Выводы:

1. Механоактивационная обработка в системе АГм-2 с графитом не привела к формированию новых фаз.
2. Содержание в смеси графита более 3 вес. % приводит к уменьшению среднего размера частиц смеси.
3. Можно предположить, что для нанесения покрытий целесообразно использование более мелкодисперсного порошка с содержанием графита более 3 вес. %.

Таблица 1. Химический и фракционный состав смесей

| № Состава | Содержание, вес. % | | | Время размола, час. | Фракционный состав | |
|--------------|--------------------|--------|-------|---------------------------|--------------------|-------|
| | Сплав АМг-2 | | С | | D, мкм | P, % |
| | Al | Mg | | | | |
| 1 | Основа | ~ 2% | 1% | 6 | 27,50 | 10,00 |
| | | | | | 59,20 | 50,00 |
| | | | | | 126,00 | 90,00 |
| 2 | | | 3% | | 40,40 | 10,00 |
| | | | | | 80,30 | 50,00 |
| | 145,00 | 90,00 | | | | |
| 3 | 5% | 27,90 | 10,00 | | | |
| | | 57,40 | 50,00 | | | |
| | | 120,00 | 90,00 | | | |
| 4 | 7% | 29,40 | 10,00 | | | |
| | | 56,30 | 50,00 | | | |
| | | 111,00 | 90,00 | | | |
| 5 | 9% | 25,40 | 10,00 | | | |
| | | 52,40 | 50,00 | | | |
| | | 107,00 | 90,00 | | | |

Список литературы:

1. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы. — М. Металлургия, 1974г.
2. Метод газодинамического напыления металлических покрытий: развитие и современное состояние. Каширин А.И., Шкодкин А.В., 2007г.
3. Алхимов А. П., Клинков С. В., Косарев В. Ф., Фомин В. М. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика. — М. Физматлит, 2010г.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ЗОЛЫ ТВЕРДЫХ ТОПЛИВ НА ПРОЦЕСС ФИЛЬТРАЦИОННОГО ГОРЕНИЯ

Фрейман¹ В.М. молодой ученый, Цветков² М.В.

¹- МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва

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

В настоящее время одним из наиболее эффективных методов термической переработки твердых топлив является газификация в режиме фильтрационного горения со сверхadiaбатическими разогревами.

Актуальной задачей является повышение производительности единичного реактора фильтрационного горения. Это возможно за счет увеличения расхода окислителя и температуры проведения процесса. Однако увеличение температуры может привести к сплавлению зольного остатка и закупорке реактора. Поэтому важно знать химический состав золы топлив и температуры её плавления для предотвращения нежелательных или аварийных ситуаций.

Целью работы является изучение химического состава золы твердых топлив и её плавкости при газификации в режиме фильтрационного горения, а также выявление способов предотвращения спекания золы с инертным материалом в реакторе.

В работе использовали следующие виды топлива: каменный уголь, бурый уголь, горючий сланец, торф, лузгу семян подсолнечника; а также добавки оксида кремния IV и речного песка.

Предварительный анализ фазовых диаграмм $K_2O - SiO_2$ и $Na_2O - SiO_2$ показывает, что существует несколько точек эвтектики с температурой плавления порядка 700-800°C [1]. Именно их следует иметь в виду при анализе золы твердого топлива, так как в режиме фильтрационного горения достигаются температуры порядка 1000–1300°C.

Обычно в процессе фильтрационного горения инертный материал (в данном случае огнеупорный кирпич) склеивается расплавленной золой, а также

расплав золы приклеивается к стенкам реактора, в результате чего нарушается процесс горения. Для решения этой проблемы было придумано добавлять оксид кремния к поступающему в реактор топливу. Добавка оксида кремния способствует снижению прочности сплавления между собой кусков инерта и, тем самым, увеличивает верхний температурный предел использования топлива, то есть температуру плавления золы. Оксид кремния в виде мелких частиц покрывает капли расплавленной золы. Благодаря этому инертный материал может не склеиться между собой из-за малого количества "клеящего вещества" или спекшиеся куски будут легко разрушаться, и не будут мешать выгрузке зольного остатка из реактора.

Эксперименты по проверке золы топлив на спекаемость проводили в муфельной печи, а в вертикальном кварцевом реакторе периодического действия, подробно описанном в [2], исследовали сжигание смесей торфа с инертным материалом и добавками оксида кремния.

В результате экспериментов по сжиганию смесей в реакторе установлено, что добавление песка (оксида кремния) к топливу (торфу) позволяет расширить верхнюю температурную границу его использования в режимах фильтрационного горения, поскольку большая часть расплавленной золы "нейтрализовалась" песком. Количество сплавленного инертного материала значительно снизилось, а те спёки, которые всё-таки образовались, легко разрушились.

Анализ образцов золы твердых топлив производили на сканирующем автоэмиссионном электронном микроскопе Zeiss LEO SUPRA 25. Результаты элементного анализа пересчитывали на высшие оксиды, вычисляли шлакуемость R .

Зола каменного угля относится к низкой степени шлакуемости, так как $R_{к.у.}=0,07 < 0,6$. В то время как зола бурого угля уже относится к категории среднего уровня шлакуемости, $R_{б.у.}=1,07$, а $0,6 < 1,07 < 2,0$. Это объясняется 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, $R_{т.}=2,07$, а $2,0 < 2,07 < 2,6$. Данная формула не подходит для вычисления степени шлакуемости горючего сланца, так как обычно горючий сланец не шлакуется. Самый высокий показатель степени шлакуемости имеет зола лужги семян, $R_{л.}=11,04$. Это является следствием большого количества оксида калия в золе.

Список литературы:

1. Евстропьев К.С., Торопов Н.А. Химия кремния и физическая химия силикатов. Под редакцией Белянкина Д.С., М. 1950.
2. Зайченко А.Ю., Жирнов А.А., Манелис Г.Б., Полианчик Е.В., Жолудев А.Ф. Фильтрационное горение углерода при неоднородном течении твердой фазы. // Теоретические основы химической технологии. 2009. Т. 44. №1. С. 31-36.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЛИНЕЙНЫХ РАЗМЕРОВ ЧАСТИЦ

Закусилов В.В. молодой ученый, Кузнецов М.С.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, vvz9@tpu.ru*

В рамках развития современной техники широкое применение нашли устройства генерирующие потоки электронов. В качестве материала катода, гексабориды редкоземельных металлов в достаточной степени удовлетворяют свойствам высокоэффективного эмиттера. Гексаборид лантана LaB_6 выделяется в данной группе своими свойствами. К основным преимуществам катода выполненного из гексаборида лантана, относятся:

- наименьшая работа выхода электронов;
- высокая плотность полученного эмиссионного тока;
- высокие температуры плавления и кипения;
- способность сохранять эмиссионные свойства при низком вакууме и в условиях интенсивной ионной бомбардировки;
- отсутствие отравления на воздухе;
- высокие эксплуатационные характеристики.

Низкая работа выхода гексаборида лантана объясняется особым электронным строением – существуют свободные электроны, которые слабо связаны с атомами бора и металла [1].

Существует несколько методов порошковой металлургии, с помощью которых получают соединение гексаборида лантана, однако все известные методы обладают рядом недостатков. Использование самораспространяющегося высокотемпературного синтеза позволит решить эту проблему [1].

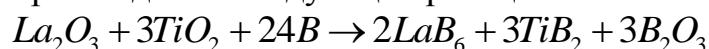
Как известно СВС носит управляемый характер, реализуемый на трёх стадиях: подготовка компонентов шихты, проведение СВ-синтеза и охлаждение готовых продуктов. Наиболее технологичной считается стадия подготовки, в которой, изменяя параметры шихты, появляется возможность воздействия на синтез. Одним из таких параметров является механическая активация [2].

Механическая активация – образование вещества с большей химической активностью вследствие предварительной механической обработки. Приобретённую во время активации энергию твёрдое тело усваивает в виде точечных дефектов и линейных дислокаций. Накопленная избыточная энергия высвобождается в процессе синтеза. Процесс механоактивации можно наблюдать в устройствах способных к измельчению в ударном, ударно-стирающем или стирающем режимах. К подобным устройствам относятся центробежные, планетарные, струйные мельницы и другие аппараты, в которых сочетаются высокие значения частоты и силы механического воздействия. В сравнении с другими аппаратами планетарные мельницы обладают высокой

эффективностью. В результате их использования происходит наибольшее накопление структурных дефектов, увеличивается кривизна поверхности [3].

В результате проведения механоактивации реагентов наблюдается снижение температур инициирования реакции, уменьшаются исходные размеры частиц, структура становится более однородной, улучшаются механические свойства материалов (снижается пористость, повышается прочность, улучшаются пластические свойства), повышается реакционная способность твёрдых реагентов.

В эксперименте было проведено изучение зависимости среднего размера частиц от частоты вращения активирующей мельницы и времени активации. Для изучения влияния параметров механоактивации использовалась смесь химически чистых (99,9 мас. %) порошков оксида лантана, оксида титана и бора ($La_2O_3+TiO_2+B$) смешанных в необходимой пропорции по стехиометрическому соотношению для прохождения следующей реакции:



Исходные реагенты были тщательно перемешаны в кубическом смесителе с помощью универсального привода ERWEKA AR 403S в течение 30 минут. Порошковая смесь предварительно была высушена в муфельной печи при температуре 100 °С в течение 5 часов при атмосферном давлении. Механическая активация проводилась в шаровой планетарной мельнице АГО-2С. Частота вращения активирующей мельницы варьировалась в пределах от 10 до 40 Гц, а время механической активации от 5 до 60 минут. Мелющими телами мельницы выступили металлические шары диаметром 4 мм. Отношение массы шаров к массе обрабатываемого вещества составляло 10/1.

После активации шихты был произведен анализ размера частиц с помощью лазерного анализатора размера частиц SALD-7101.

На рис. 1 показан размер частицы до измельчения в шаровой планетарной мельнице.

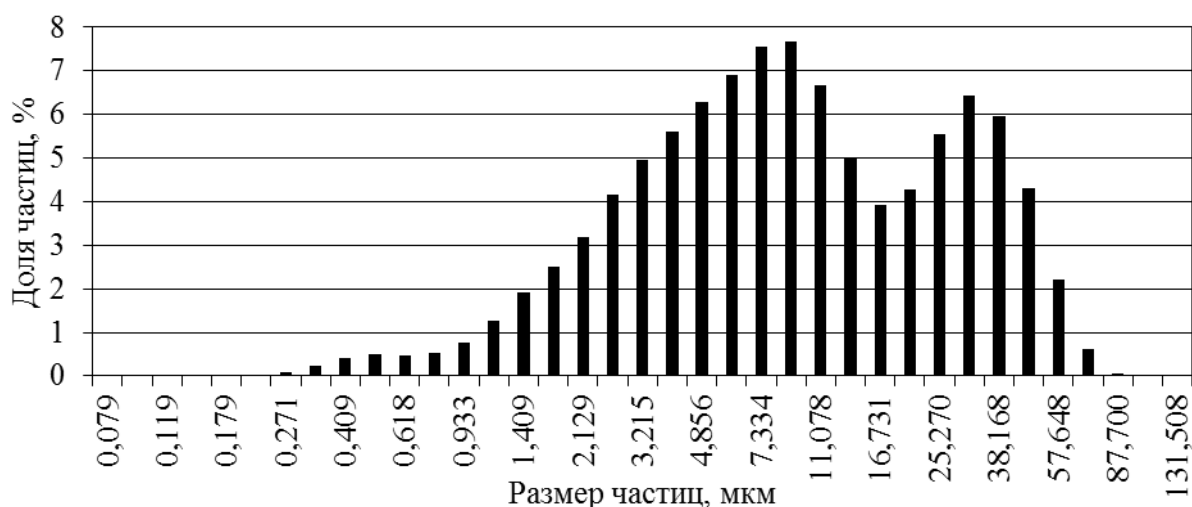


Рис. 1. Гранулометрический состав шихты без механоактивации.

На рис. 2 представлено распределение частиц по размерам после механоактивации с частотой 30 Гц в течение 10 минут.

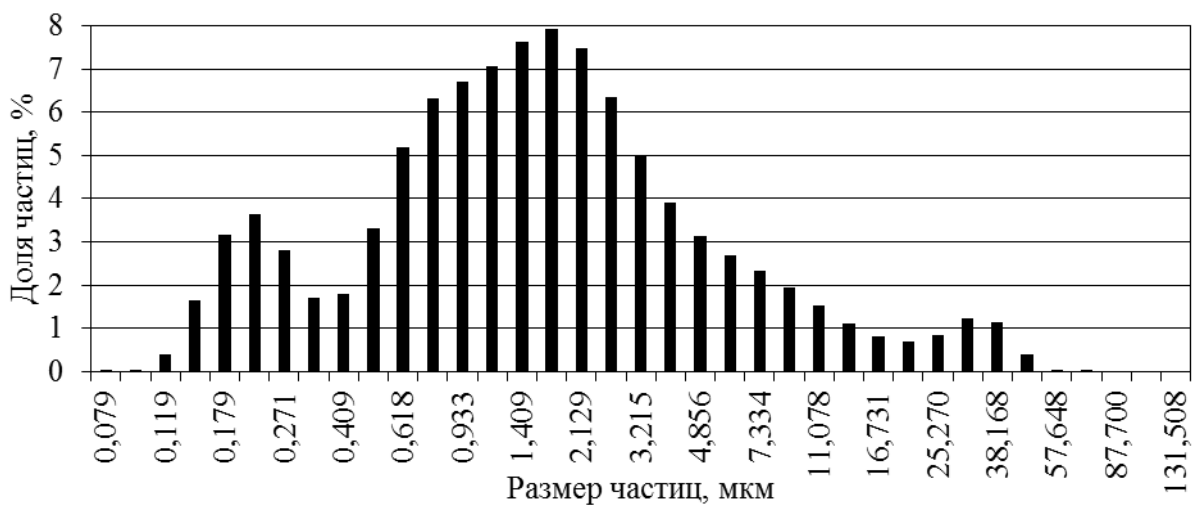


Рис. 2. Гранулометрический состав шихты после механоактивации с частотой 30 Гц в течение 10 минут

В результате сравнения диаграмм на рис. 1 и рис. 2 установлено, что при механической активации с увеличением частоты и времени вращения средний размер частиц уменьшается, пиковое значение доли частиц смещается в меньшую сторону. Уменьшение среднего размера частиц увеличивает площадь поверхностного соприкосновения, снижая градиент температур, который отрицательно сказывается на получении готового продукта.

Однако бесконтрольное увеличение частоты и времени вращения может привести к «порогу насыщению», т.е. начиная с определённых значений, механоактивация будет отрицательно сказываться на СВ-синтезе.

По результатам проделанной работы можно сделать следующие выводы:

- экспериментально удалось установить зависимость среднего размера частиц от частоты вращения мельницы и времени механической активации;
- были получены оптимальные значения частоты и времени активации для системы ($\text{La}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{B}$);
- для получения продукта высокого качества с помощью механоактивации значение частоты всегда необходимо просчитывать индивидуально для каждого состава реагентов.

Список литературы:

1. Высокоэффективный эмиттер электронов на основе гексаборида лантана / Керсанов В. С., Малахов Н. П. Морозов В. В. и др. – М.: Энергоатомиздат, 1987. – 152 с.
2. Мержанов А. Г., Мукасян А. С. Твердопламенное горение. – М.: Тороус пресс, 2007. – 336 с.
3. Лякишев Н.П. Энциклопедический словарь по металлургии. – М.: Интермет Инжиниринг, 2000. – 821 с.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МАКРОСЕЧЕНИЙ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НЕЙТРОНОВ С NiAl, ПОЛУЧАЕМЫМ МЕТОДОМ СВС

Касаткин Д.Д. молодой ученый, Чурсин С.С.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, chursinss@tpu.ru*

Порошковая металлургия составляет конкуренцию литью, ковке, резанию и другим традиционным методам металлургии, так как позволяет производить материалы с заданными свойствами, не снижая при этом качество [1]. С помощью метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза получают различные соединения, из которых можно выделить большой класс интерметаллидов.

Химические соединения двух или более металлов обладают уникальными свойствами, поэтому такие вещества используются в качестве конструкционных материалов, в медицине и технике, в качестве катализаторов и сорбентов, материалов с памятью формы [2]. Также интерметаллиды применяются в ядерной технике, например, в качестве нейтронно-поглощающих экранов, в топливных сердечниках, конструкционных материалах. Поэтому необходимо знать не только теплофизические свойства применяемых соединений, но и нейтронно-физические.

В данной работе рассматривается соединение NiAl, интерес к которому обусловлен благодаря высоким физико-механическим показателям, к которым можно отнести жароустойчивость, низкую плотность и коррозионную стойкость [3]. Также возможно применение NiAl в ядерной энергетике в качестве конструкционного материала. Однако в активной зоне ядерного реактора устанавливаются большие потоки нейтронов, которые оказывают воздействие на конструктивные элементы. В связи с этим, становится актуальной задача исследования нейтронно-физических свойств NiAl, получаемого методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Для проведения синтеза интерметаллида NiAl использовались алюминиевая пудра ПАП-2 и порошок никеля ПНК-1Л8. Порошки тщательно смешивались в кубическом смесителе штырькового типа. Затем смесь порошков прессовалась в цилиндрические заготовки диаметром 3 см на гидравлическом прессе. Далее осуществлялся самораспространяющийся высокотемпературный синтез. Синтез происходил в специальном реакторе, инициирование синтеза происходило спиралью. Для регистрации температурных полей во время синтеза использовались вольфрамрениевые термодары, подключенные к ПК для записи результатов. После проведения синтеза были изучены нейтронно-физические свойства полученных материалов.

Для изучения нейтронно-физических свойств выбран метод экспоненциальной призмы. Этот метод широко используется для определения нейтронно-физических характеристик слабо поглощающих сред. Суть метода

состоит в том, что в подкритическую модель помещается источник нейтронов и снимается зависимость плотности потока нейтронов от расстояния до источника [4].

Для проведения эксперимента использовалась полиэтиленовая призма с внутренним отверстием, в котором находился плутоний-бериллиевый источник нейтронов мощностью 10^6 - 10^7 нейтр./с. С помощью торцевого нейтронного детектора проводились измерения плотности потока нейтронов при различной толщине слоя NiAl, располагающегося между детектором и источником нейтронов.

По снимаемым зависимостям определены макроскопическое сечение взаимодействия быстрых и тепловых нейтронов с интерметаллидом NiAl. Полученные сечения взаимодействия лежат в допустимых интервалах для конструкционных материалах.

По результатам сравнения нейтронно-физических свойств получаемого интерметаллида NiAl и конструкционных материалов, используемых в активных зонах ядерного реактора, показано, что влияние полученного интерметаллида на нейтронный баланс в активной зоне значительно меньше.

Таким образом, на основе полученных результатов, можно утверждать, что возможно использование интерметаллида NiAl, получаемого методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, в качестве конструкционных материалов в активной зоне ядерного реактора. Помимо того, что это соединение обладает необходимыми нейтронно-физическими свойствами, оно так же удовлетворяет требованиям к теплофизическим свойствам конструкционных материалов.

Список литературы:

1. Либенсон, Герман Абрамович. Процессы порошковой металлургии: учебник: в 2 т. / Г. А. Либенсон, В. Ю. Лопатин, Г. В. Комарницкий. — Москва: МИСиС, 2001-2002.
2. Концепция развития СВС как области научно-технического прогресса. Черноголовка, «Территория», 2003.
3. Патент РФ № 2368682, 27.09.2009. Пожаров С.В., Скачков О.А., Дроздов А.А., Поварова К.Б. Жаропрочный порошковый сплав на основе интерметаллида NiAl и способ его получения// Патент России № 2368682. 2009.
4. Шапиро Ф.Л. Физика нейтронов. – М.: Наука, 1976.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ СВС-МАТЕРИАЛОВ (TiC, TiB₂)

Турганов¹ З.Т. магистрант, Есболов¹ Н.Б., Столин² А.М., Бажин² П.М.

¹- НИТУ «МИСиС», Москва

²- ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, olimp@ism.ac.ru

В настоящее время можно предложить на основе общих представлений различные механизмы влияния механических воздействий на процессы СВС. Чаще всего влияние механических воздействий (сдвиговых деформаций) видят в перемешивании и в обеспечении равномерного распределения массы и температуры по объему материала.

Другой возможный механизм связан с пластическим течением материала и с возникновением больших касательных напряжений. Этот фактор является сильным и в большинстве случаев, положительным, влияющим на структуру: «залечиваются» трещины и поры в деформируемом материале, происходит измельчение зерен и достигается большая однородность структуры, увеличивается прочность и пластичность материалов.

Механические воздействия могут выступать как кинетический фактор, оказывая влияние на процессы горения и структурообразование, изменение размера зерна и морфологию синтезированного материала. Так, например, морфология карбида титана, полученного в условиях механических воздействий имеет характерную губчатую структуру. Таким образом, качественно отличается от ограненной (оскольчатой) структуры карбида титана, полученных традиционным СВС-методом (без механических воздействий).

Для практики СВС-процессов большой интерес представляет вопрос о воздействии деформирования на стадии зарождающейся мелкодисперсной структуры. Предварительные эксперименты и теоретические исследования показывают, что деформационные параметры, и прежде всего, скорость деформирования, оказывают сильное влияние на эффект закалки начальной морфологии, при котором не происходит срастания отдельных мелких зерен и образования единого кристалла.

Эксперименты проводили на специально спроектированном и изготовленном ротационном вискозиметре. Опыты проводились без вращения ротора и при частотах его вращения 120, 240, 450 и 800 об/мин. Для проведения экспериментов бралась смесь порошка титана марки ПТМ (содержание основного вещества 99,1%, размер частиц основной фракции 45 мкм) и сажи - ПМ-15ТС (содержание основного вещества 99,1%, размер частиц основной фракции 1 мкм), смешанных в соотношении 4:1.

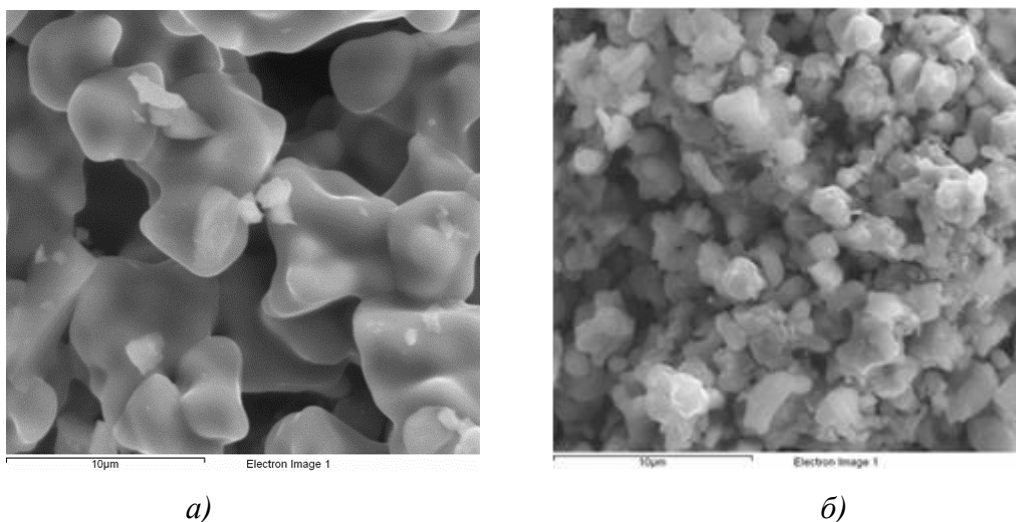


Рис.1. СЭМ синтезированного материала: а- без механических воздействий, б- с механическими воздействиями.

Как показали результаты сканирующей электронной микроскопии, механические воздействия в ходе синтеза приводят к измельчению зерна и изменению его морфологии. Структура синтезированного материала при этом становится губчатой (рис.1).

Первые эксперименты позволяют сделать вывод, что деформационные параметры, и прежде всего, скорость деформирования, оказывают сильное влияние на структурообразование материала: изменение размера зерна, его форму и взаимное расположение зерен. Меняя эти параметры в широком диапазоне, можно изменить качество получаемого порошка и его морфологию.

ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ NiAl, ВКЛЮЧАЮЩАЯ СИНТЕЗ СПЛАВА МЕТОДОМ СВС И ПОСЛЕДУЮЩИЙ ПЕРЕПЛАВ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ

***Санин¹ В.В. молодой ученый, Аникин¹ Ю.А., Михайлов¹ А.М.,
Филонов¹ М.Р., Икорников² Д.М., Андреев² Д.Е., Юхвид² В.И.***

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

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

Изделия из современных, промышленных высокотемпературных материалов (ВМ) на основе Ni, Co или Fe, эксплуатируемых в температурном

интервале 700-1100 °С, являются наиболее технологически сложными, поскольку включают несколько технологических стадий их изготовления в совокупности с повышенными требованиями к комплексу физико-химических характеристик предъявляемым к таким изделиям. Для широкого круга таких изделий существующие промышленные способы их получения связаны с большими финансовыми затратами. Работы по повышению комплекса характеристик современных промышленных ВМ, анализу новых систем легирования, совершенствованию технологии их получения, проводятся в большинстве промышленно развитых странах и являются одной из самых актуальных тем поисковых исследований, проводимых в области материаловедения ВМ.

Несмотря на появление новых технологий формирования изделий из ВМ на основе Ni, Co или Fe, металлургический подход (литье) остается самым массовым промышленно применяемым методом. Современное производство литых изделий из ВМ обычно включает две стадии: 1- получения (формирования) литых шихтовых материалов (ЛШМ) с регламентированным химическим составом, 2- металлургическую обработку (индукционный переплав в вакууме или инертной среде) с последующей отливкой изделий заданной формы из ВМ.

Одним из наиболее экономически эффективных способов получения литых ВМ является технологический вариант самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), а именно СВС-металлургия [1], объединяющий СВС и металлотермию. Технологические особенности метода СВС-металлургии позволяют получать литые высоколегированные сплавы, однако реализация высоких температур в процессе горения (выше температуры плавления компонентов) не позволяет в полной мере управлять формированием микроструктуры и получать изделия заданной формы. Это существенно ограничивает применение литых СВС сплавов. Комбинирование процесса СВС и последующей металлургической обработки СВС материалов может существенно снизить энергетические и материальные затраты и получить изделия из ВМ с повышенными физико-механическими свойствами.

Целью настоящей работы является апробация новой технологической цепочки получения, литого ВМ на основе алюминид никеля методом центробежной СВС-металлургии, изучение корреляционной связи вязкости жидкого металла с процессом его кристаллизации и исследование эволюции микроструктуры и фазового состава сплава в процессе последующего вакуумно-индукционного переплава (ВИП).

В рамках данной работы, объектом исследования был выбран экспериментальный интерметаллидный сплав $Co_{mpo} NiAl$ [2] на основе алюминид никеля эквимольного состава (NiAl), следующего состава: (Ni-основа, Al-23,7; Cr-13,7; Co-7,8; Hf-0,9 вес.%).

Экспериментальные исследования по синтезу ВМ проводили на центробежной СВС-установке [3] в интервале перегрузок от 1 до 300 g. В экспериментах по синтезу при различных значениях g было установлено (Рис.1)

существенное увеличение скорости горения от 0,3 до 11,7 см/с. Наиболее интенсивное увеличение скорости (U) (более чем в 20 раз) наблюдалось в интервале значений перегрузки от 1 до 150 г.

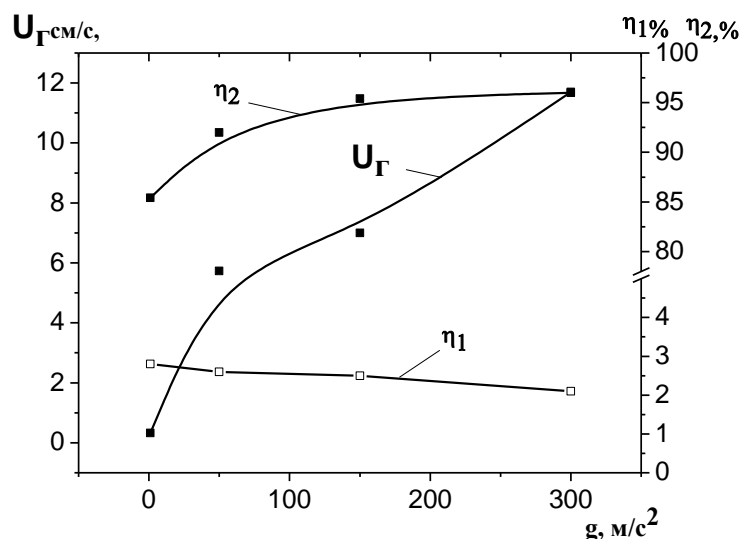


Рис.1. Влияние величины перегрузки на скорость горения (U_{Γ}), η_1 — величину потерь (разброса) продуктов горения и η_2 — величину выхода целевого продукта (сплава).

Наряду со значительным ростом скорости горения, с ростом гравитации наблюдалось существенное снижение величины разброса (η_1), а глубина выхода целевого продукта (η_2) в слиток приближалась к расчетному значению, что указывает на оптимизацию процесса синтеза.

Исследования состава и микроструктуры синтезированного сплава в условиях воздействия перегрузки выше 50g показало, что литой сплав $Co_{90}Ni_{10}Al$ имеет состав близкий к расчетному, а структура полученного ВМ состоит из матрицы на основе $NiAl$, сетчатых выделений и наноразмерных дисперсионных выделений фазы твердого раствора на основе Cr (Рис.2).

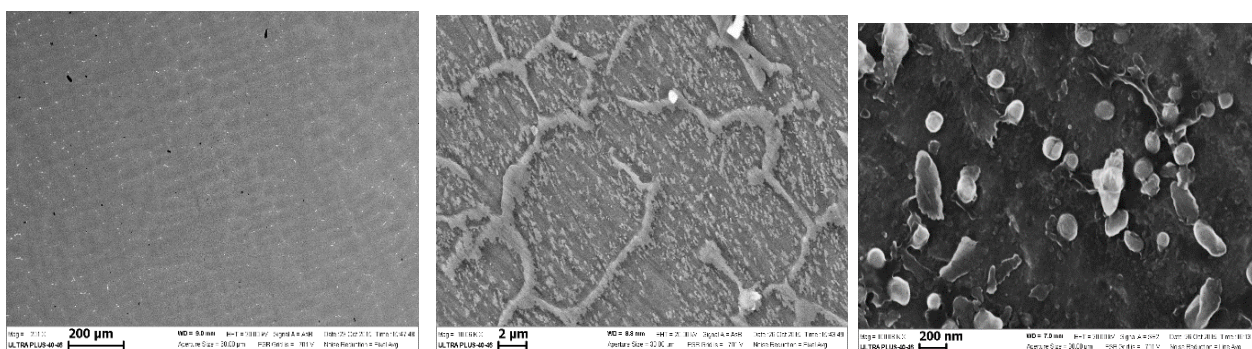


Рис.2. Микроструктура синтезированного литого сплава $Co_{90}Ni_{10}Al$ полученного при 150g (шлиф после травления).

Для измерения температуры плавления СВС-сплава и исследования влияния температуры переплава (T_{RM}) на формирование фазового состава и

микроструктуры сплава в работе был использован высокотемпературный комплекс для измерения вязкости металлических расплавов, методом крутильных колебаний (ВИК-ВМР) [4] с возможностью проведения экспериментальных исследований в атмосфере инертных газов и в широком температурном интервале до 2100 °С.

Сравнительный анализ структуры исследуемого сплава выявил, что СВС-сплав имеет наименьший размер структурных составляющих и как следствие более гомогенное распределение компонентов. Такая мелкозернистая структура является характерной особенностью СВС-сплавов.

Анализ нескольких образцов СВС-сплава подвергнутого переплаву свидетельствует, что увеличение температуры “перегрева” приводит к заметному увеличению размера структурных составляющих и изменению их морфологии.

Список литературы:

1. Yuxhvid V.I. Modifications of SHS processes. Pure & Appl. Chem., 1992, v.64, N 7, p.977-988.
2. А.А. Zaitsev, Zh.A. Sentyurina, Yu.S. Pogochev, E.A. Levashov, V.N. Sanin, V.I. Yuxhvid, D.E. Andreev, M.A. Mikhailov, Yu.Yu. Kaplansky. Russian Journal of Non_Ferrous Metals, 2015, Vol. 56, No. 5, pp. 505–515.
3. В.Н. Санин, Д.М. Икорников, Д.Е. Андреев, В.И. Юхвид. Центробежная СВС-металлургия эвтектических сплавов на основе алюминид никеля. Известия вузов: порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2013-№3 стр.35-42.
4. Филонов М.Р., Аникин Ю.А., Левин Ю.Б. Теоретические основы производства аморфных и нанокристаллических сплавов методом сверхбыстрой закалки. М.: МИСиС, 2006.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, соглашение № 14.578.21.0040, проект RFMEFI57814X0040, ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы».

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ СИНТЕЗА НА СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ SiC СТРУКТУР, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РЕАКЦИИ РАСПЛАВА ИЛИ ПАРОВ КРЕМНИЯ С УГЛЕРОДОМ

Терещенко А.Н. молодой ученый, Ершов А.Е., Шикунов С.Л., Штейнман Э.А., Курлов В.Н.

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 и т.п. В данной работе приводятся результаты исследования условий синтеза на структуру и свойства поликристаллических карбидокремниевых покрытий, 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. Учитывая актуальность применения SiC для оптических приложений, в данной работе особое внимание будет уделено излучательным свойствам исследуемых структур.

В качестве подложек были использованы графит, силицированный графит и керамические подложки с различным содержанием Si. Варьирование параметрами роста SiC (давление паров, соотношение концентраций реагентов, температура, длительность синтеза и т.д.) позволяет контролируемым образом получать различные поликристаллические SiC структуры, отличающиеся как размером кристаллитов, их политипом, так и люминесцентными свойствами. Для примера на рис. 1 показаны изображения сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) двух различных поликристаллических структур кубического политипа 3C-SiC с соответствующими им спектрами фотолюминесценции (ФЛ). Показанные на рис.1 SiC покрытия получены при температуре 1450⁰С на керамической подложке с содержанием Si около 50%, т.е. при реакции расплава кремния и углерода. 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 политипу (пример дифрактограммы приведен на рис.2) и отличаются только размерами зерен, их спектры ФЛ демонстрируют существенные отличия. Так, при увеличении размеров кристаллитов происходит гашение коротковолновой части

спектра люминесценции и в спектре остается только длинноволновая часть (рис.1).

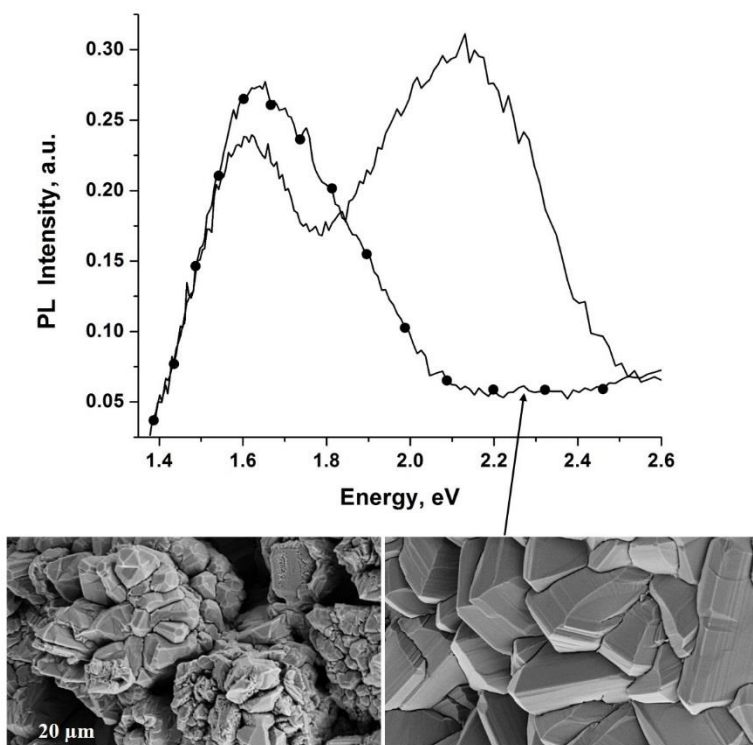


Рис.1. Примеры поликристаллических SiC структур с соответствующими им спектрами фотолюминесценции. Спектры ФЛ сняты при комнатной температуре. ФЛ возбуждалась He-Cd лазером с длиной волны 325нм и мощностью накачки 5 мВт/мм².

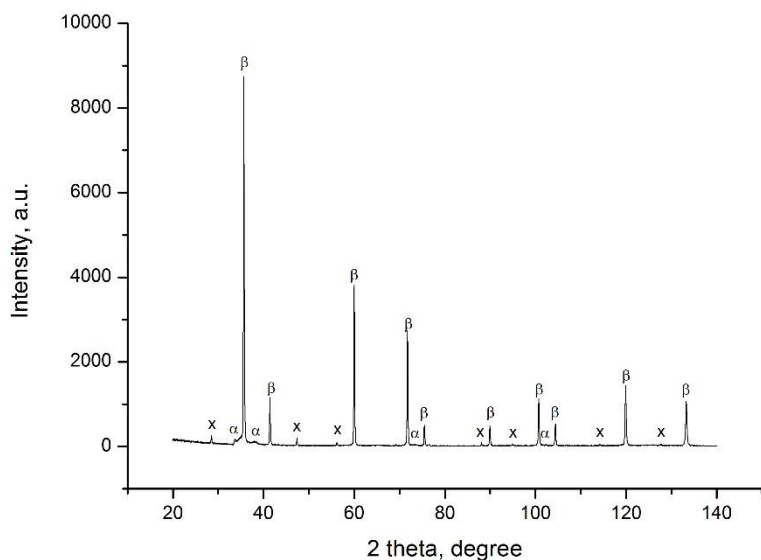


Рис.2. Пример дифрактограммы SiC покрытий, изображенных на рис.1. Фазовый состав:
 1) 3C-SiC, - β ~ 97%,
 2) смесь гексагональных модификаций SiC, - α ~ 1%,
 3) Si, - x ~ 2%.

На рис. 3 представлены спектры ФЛ SiC структур при различных температурах. Заметим, что спектры всех исследуемых структур при низких температурах идентичны, и различия (такие, как на рис. 1) проявляются при температурах, близких к комнатной. Как видно из рис. 3, спектр ФЛ при низких температурах состоит из ряда пиков, наиболее коротковолновый из которых имеет максимум при энергии 2.12 эВ и интерпретируется в литературе как

излучательная рекомбинация донорно-акцепторных пар азот-алюминий в 3C-SiC.

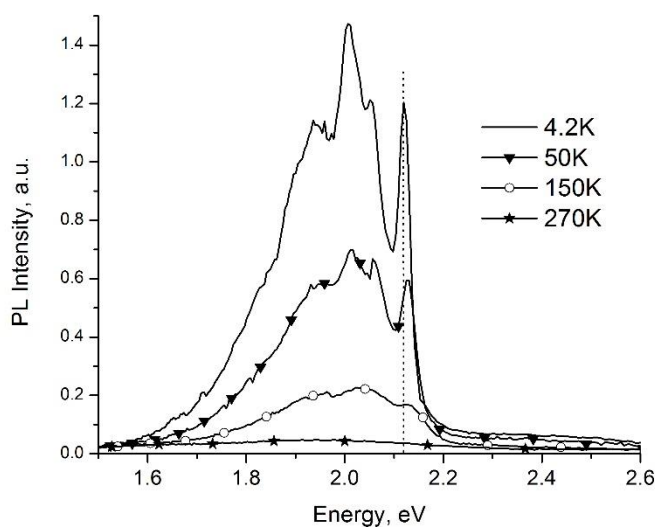


Рис.3. Спектры ФЛ SiC структур при различных температурах (указаны на рисунке). Пунктиром отмечен пик с максимумом при энергии 2.12 эВ (излучательная рекомбинация донорно-акцепторных пар N-Al). Более длинноволновые пики представляют собой его фонные повторения.

Сдвиг максимума этого пика в коротковолновую область при повышении температуры, который отчетливо виден на рис.3, подтверждает данную интерпретацию.

В то время как увеличение продолжительности синтеза приводит к росту толщины SiC покрытий, увеличение температуры синтеза ведет к изменениям структуры покрытий, формы и размерам кристаллитов, а также их излучательных свойств (рис.4).

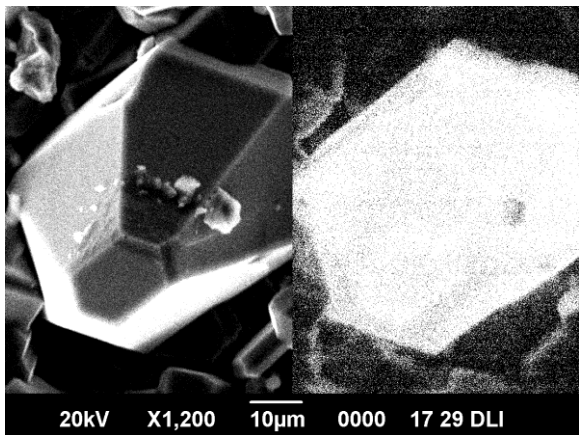


Рис.4. Изображение сканирующей электронной микроскопии (слева) кристаллов 3C-SiC и соответствующее ему изображение, полученное методом катодолуминесценции (справа). Данные SiC структуры получены при температуре 2000⁰С. Изображение катодолуминесценции (КЛ) получено на длине волны 520нм.

В отличие от изображения КЛ, приведенного на рис.4, где люминесцирует весь кристаллит, ряд кристаллов SiC демонстрируют локальные области внутри зерен с аномально высоким квантовым выходом излучения.

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).

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ СВОБОДНОМ СВС-СЖАТИИ В СИСТЕМЕ «МАТЕРИАЛ – ПЛИТА»

Карпов¹ С.В. молодой ученый, Столин² А.М., Стельмах² Л.С.

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

²-Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черногловка

Одним из видов технологического деформирования неостывших продуктов СВС синтеза является метод свободного сжатия. Сущность данного метода заключается в сдвиговом деформировании СВС-материала непосредственно после синтеза под действием постоянного невысокого давления (около 10-100 МПа) в условиях свободного одноосного сжатия.

Применение омических нагревательных плит для размещения на них образцов при реализации метода свободного СВС-сжатия представляется перспективным. Тепловыделение плиты оказывает влияние на исходное состояние материала перед инициализацией горения и на последующие периоды выдержки и прессования. Использование нагревательных плит может обеспечить управление технологическими режимами всего процесса.

Для разработки и обоснования технологических режимов свободного СВС-сжатия широко применяется метод математического моделирования [1]. Практическое значение его результатов состоит в возможности оптимизации технологических режимов свободного СВС-сжатия для получения макрослойных керамических и композиционных материалов.

В качестве расчётного метода использовался метод конечных элементов (МКЭ). Он предусматривает дискретизацию исходной непрерывной расчётной системы в совокупность связанных элементов. Для рассматриваемого случая необходимо описание областей с изменяющейся геометрией (учёт внутренней подвижной границы первого рода – фронта горения). Эта задача решается в постановке с использованием лагранжевых массовых координат [1]. Для тестирования и выбора оптимальных методов дискретизации были проведены тепловые расчёты системы «цилиндрическая плита – материал» с использованием регулярной прямоугольной и нерегулярной треугольной КЭ сеток (см. рис. 1). В рассматриваемых сетках используются связанные КЭ,

поэтому наличие подвижных границ приводит к резкому ухудшению качества КЭ и увеличению значения их искажения. Если качество элемента становится меньше 0,2 или искажение элемента более 2, то точность расчётов резко падает.

В связи с этим для получения адекватных результатов необходимо применение методов сглаживания сетки. Были использованы два метода: сглаживание *по методу Лапласа* (узлы перемещаются таким образом, чтобы каждый внутренний узел был в центре тяжести тела, образованного связанными с ним соседями, нелинейное сглаживание *по модели идеального эластичного тела* (узлы перемещаются в соответствии с обеспечением минимума энергии деформации сетки, которая рассматривается как твёрдое эластичное тело).

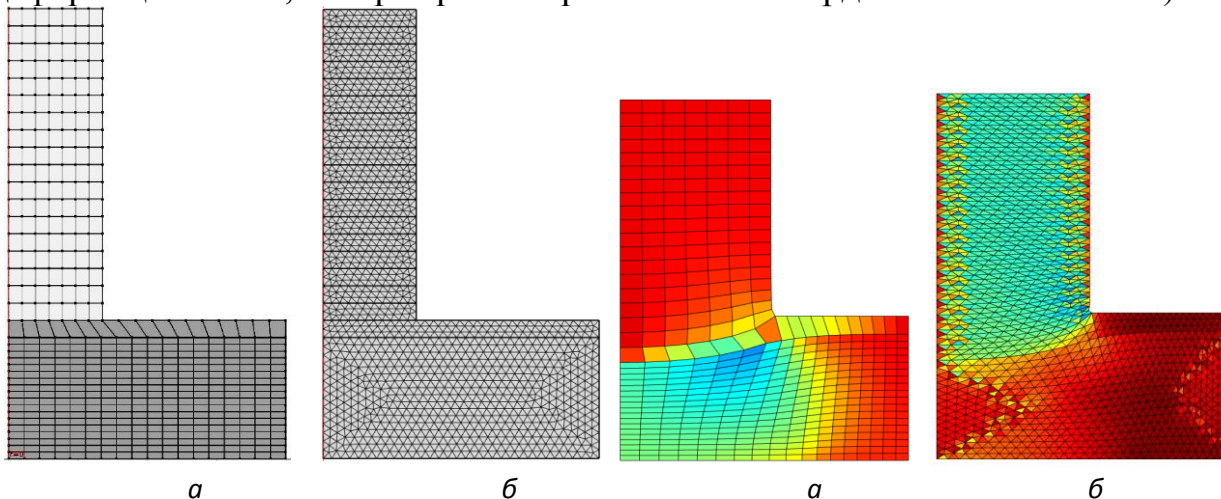


Рис.1. Расчётная система
 а – регулярная прямоугольная, 468 элементов;
 б – нерегулярная треугольная, 2495 элементов

Рис.2. Конечно-элементные сетки в момент окончания прессования материала
 а – регулярная прямоугольная;
 б – нерегулярная треугольная.

Первый способ является линейным и связан с минимальным количеством вычислений, однако его использование не исключает появление инвертированных КЭ, которые непригодны для решения уравнений математической модели. Данный способ в основном применяется для моделирования перемещений, входящих в линейно-упругую область материала.

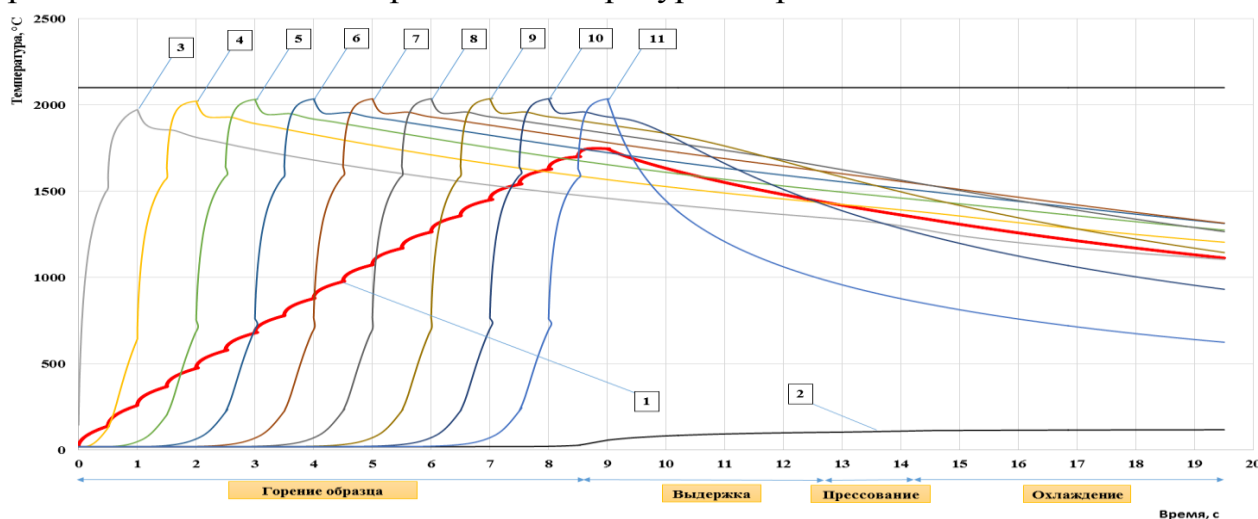
Второй способ нелинейный и связан с большим объёмом вычислений, но для рассматриваемой двумерной осесимметричной задачи это приемлемо.

На рис. 2 представлены КЭ сетки для рассмотренных выше вариантов в момент окончания прессования материала. Цветом отображается значение качества КЭ: синий цвет соответствует значению 0, красный – 1. При этом для первой сетки максимальное искажение элементов не превысило 0,85, для второй – 1,15. Минимальное качество КЭ составило соответственно 0,27 и 0,15. Температурные поля, полученные при использовании двух типов КЭ сеток, хорошо согласуются между собой.

Анализ данных рис. 2 позволяет сделать вывод, что использование метода сглаживания по модели идеального эластичного тела позволяет избежать сильного искажения сетки и, соответственно, деградации КЭ даже при

относительно больших перемещениях границ. Поэтому рекомендуется именно этот вид сглаживания при рассмотрении задач свободного СВС-сжатия.

При моделировании рассматривался материал, который используется для изготовления нагревательных элементов (90% MoSi₂, 10% Al₂O₃). Свойства материала принимались постоянными и составляли: плотность $\rho = 2610 \text{ кг/м}^3$; теплопроводность $\lambda = 15 \text{ Вт/м}^2\cdot\text{К}$; теплоёмкость $c = 685 \text{ Дж/кг}\cdot\text{К}$. Как видно из рис. 1, материал поделён на 18 элементарных цилиндров для моделирования прохождения фронта горения: на внешних поверхностях задавалась температура горения $T = T_{\text{burn}} = 2100^\circ\text{C}$ в соответствующие промежутки времени. Материал плиты – сталь 45. Уплотнение материала не учитывалось, перемещение боковой поверхности материала задавалось из условия постоянства объёма образца. Скорость плунжера прессы 10 мм/с, скорость распространения фронта горения 5 мм/с, время прессования 1,5 с. Использовались граничные условия конвективного теплообмена на внешних поверхностях (коэффициент теплоотдачи 10 Вт/м²·К, температура окружающего воздуха 20°C), а также лучистого теплообмена на внешних поверхностях. Степень черноты для материала и плиты $\varepsilon = 0,8$. Начальная температура системы $T_0 = 20^\circ\text{C}$. На рис. 3 представлены данные о средних температурах образца и плиты.



1 – весь образец; 2 – плита; 3-11 – температуры элементарных цилиндров 1, 3, 5, 7, 9, 11, 13, 15, 17 соответственно

Рис. 3. Значения средних температур плиты и образца в течение рассматриваемого времени, °C.

Характерные «изломы» на кривой 1, рис. 3, объясняются особенностями алгоритма расчёта шага по времени: последнее решение для текущего интервала может относиться к следующему шагу. Поэтому происходит возврат и аппроксимация значения для начального времени следующего интервала.

Как видно из рис. 1 (кривая 11) металлическая плита обеспечивает быстрое охлаждение приграничных слоёв материала. Поэтому для компенсации тепловых потерь и улучшения технологических режимов рекомендуется предварительный нагрев плиты.

Вопросы учёта нелинейности свойств всех материалов, моделирования предварительного нагрева плиты, а также учёт напряжённо-деформированного состояния изделий являются направлениями дальнейшей работы.

Список литературы:

1. Stel'makh L. S., Stolin A. M. Thermal Conditions in the SHS Compaction of a Powder // Doklady Chemical Technology. – Springer Netherlands, 2000. – Т. 373. – С. 23-26.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №15-38-51303).

ЭЛЕКТРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗЫ СОСТАВА Ti-Al-C, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ СВС- ЭКСТРУЗИИ

Аверичев О.А. аспирант, Бажин П.М., Столин А.М.

***Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН,
Черноголовка, olegaverichev@gmail.com***

Соединения на основе МАХ-фазы занимают промежуточное положение между металлами и керамикой. В общем виде являются тройной системой с формулой $M_{n+1}AX_n$, где М – переходный металл, А – элемент А-подгруппы, Х – углерод или азот. С одной стороны, они обладают высокой тепловой и электрической проводимостью, стойкостью к тепловым ударам и способностью к обработке давлением. С другой – низкий удельный вес и превосходная жаростойкость керамических материалов, при сохранении высокого модуля упругости, трещиностойкости и прочности на изгиб. Для получения подобных изделий был применен метод СВС-экструзии, как наиболее экономичный и перспективный в деле достижения заданной формы и размеров синтезируемых изделий. Этот метод позволяет за десятки секунд получать готовое компактное изделие из исходных порошковых смесей, не прибегая при этом к сложному и дорогостоящему методу порошковой металлургии – спеканию.

В данной работе показана принципиальная возможность получения и формования порошковых металлокерамических систем на основе Ti-Al-C в компактные длинномерные изделия методом СВС-экструзии. В предыдущих работах, методом свободного СВС-сжатия, были исследованы зависимости степеней деформации таких материалов от технологических условий процесса синтеза, в частности времени задержки и давления, а также изучен характер взаимодействия между расплавленными продуктами горения и частично расплавленным поверхностным слоем стальной подложки.

Исходная шихта готовилась в различных стехиометрических соотношениях Ti-Al-C по массе при базовых формулах 3-1-2 и 3-2-1. Перед

проведением СВС-экструзии проводилось предварительное одноосное холодное прессование для получения исходных шихтовых заготовок (таблеток) цилиндрической формы. Масса таблеток составляла 50 и 70 грамм, высота 40 - 45 мм, относительная плотность таблетки – 60%. Эксперименты проводились при давлении прессования 5 – 50 МПа, скорости плунжера пресса 40 – 100 мм/с, с предварительным нагревом заготовки при температуре 300 °С. После проведения серии экспериментов по СВС-экструзии были найдены экспериментальные зависимости длины получаемых электродов, однородности и сплошности поверхности от технологических параметров процесса экструзии.

Проведено экспериментальное изучение зависимости геометрических и структурных характеристик синтезируемых изделий от технологических параметров проведения процесса СВС-экструзии. Такими параметрами являются: скорость плунжера пресса, давление прессования, время задержки между окончанием синтеза и началом нагружения, температура предварительного нагрева заготовок. Регистрируемыми характеристиками изделий, в зависимости от этих параметров, являлись длина, фазовый состав, шероховатость поверхности, а также пористость.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, грант Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых МК-4078.2014.8.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ПОРОШКОВЫХ МАГНИТОВ ТИПА ЮНДК

Проценко И.Г. аспирант, Мордасов Д.М.

Тамбовский государственный технический университет, Тамбов,
iliaprocenko@rambler.ru

Магнитотвердые материалы широко применяются в различных электротехнических изделиях. Большое распространение получили магниты с высоким значением остаточной индукции, а именно, материалы типа ЮНДК. Одним из прогрессивных методов формирования элементов изделий из данного типа материалов являются методы порошковой металлургии.

Порошковые магниты по механической прочности превосходят литые аналоги, при этом обладают высокой стабильностью свойств при воздействии на них ударных, вибрационных, тепловых нагрузок. Им не характерны дефекты, возникающие в ходе механической обработки. Однако по значению магнитных параметров они уступают литым аналогам по значению остаточной индукции на 10-20% из-за присутствия им пористости.

Нами разработана технология производства порошковых магнитов типа ЮНДК24, позволяющая получить изделия со значениями магнитных параметров (остаточной индукции и коэрцитивной силы) на уровне литых аналогов.

Для решения данной задачи изучены режимы смешивания шихтового материала из электролитических порошков металлов, входящих в состав готового изделия, рассмотрены режимы и условия формирования прессованных заготовок.

Изучены процессы, происходящие при спекании порошкового магнита ЮНДК24 при различных температурных режимах. В результате проведенных исследований разработан оптимальный режим спекания спрессованных заготовок. Он включает, нагрев до температуры 1330°C в течение 4 часов в вакуумной печи, с выдержкой при данной температуре 6 часов и последующее охлаждение с печью.

Температура и время выдержки при спекании порошковых магнитных материалов выбирается из условия поддержания механизма поверхностной и объемной диффузии и создания однородной структуры. Выбор режима выдержки способствует протеканию процесса формирования структуры изделия в ходе жидкофазного спекания, и как следствие обеспечивает однородность структуры. При этом выдержка при температуре близкой к температуре локального оплавления порошковых частиц обеспечивает формирования высокого однородной структуры при минимальном значении пористости, вплоть до формирования полностью однородной структуры.

Структура материала, полученная по данному режиму спекания, представляет из себя слабо травящуюся составляющую, с проявляющейся в ней границами зерен (рис. 1). На границах этих зерен имеются отдельные включения сильно травимой составляющей – темные включения выделений γ фазы, образующейся при медленном охлаждении с печью и последующим превращением $\gamma \rightarrow \lambda_\gamma$ в районе 800 °С, а также двухфазная структура, состоящая из $\lambda' + \lambda$ фаз.

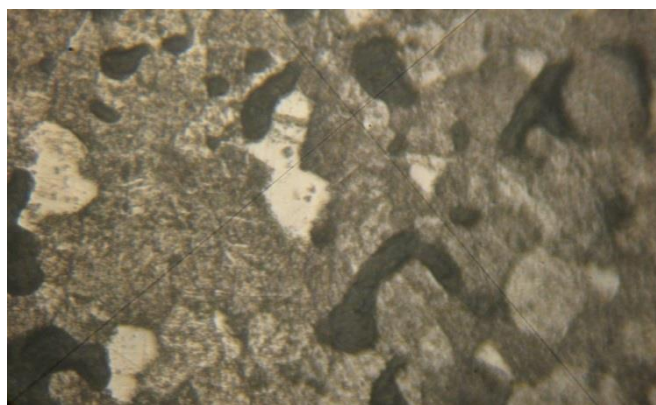


Рис. 1. Структура порошкового магнита ЮНДК24 после медленного охлаждения (800×).

Помимо этого, для получения высоких значений структурочувствительных магнитных параметров (коэрцитивной силы и остаточной индукции) нами были проведены исследования режимов

термомагнитной обработке порошковых магнитов. Для сплава ЮНДК24, изготовленного из электролитических порошков металлов, оптимальным является режим, заключающийся в нагреве, полученных после спекания изделий, до температуры на 30-50 °С ниже температуры спекания с целью формирования однофазной структуры. Далее следует охлаждение с критической скоростью до 900 °С для подавления образования λ_γ фазы, негативно влияющей на магнитные параметры. Выдержка при данной температуре и охлаждение с определенной скоростью, обеспечивают протекание высококоэрцитивного распада в присутствии магнитного поля. При этом образуется оптимальная магнитная структура, состоящая из высококоэрцитивной λ' фазы, изолированной, в магнитном смысле, парамагнитной λ фазой.

Для формирования оптимальной структуры необходимо обеспечить скорость охлаждения 80-90°/мин, что позволит получить достаточное число центров зарождения высококоэрцитивных частиц с оптимальной степенью анизотропии.

Также проведены исследования по определению оптимальных условий процесса дораспада. Установлено, что выдержка при температуре 590 °С в течение 2 часов и при 540 °С в течении 6 часов позволяют получить значения магнитных параметров на уровне литых аналогов.

Порошковые постоянные магниты ЮНДК24, изготовленные по данной технологической схеме, отличаются высоким значением магнитных параметров на уровне литых аналогов и высокой степенью однородности структуры.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОСНОВНЫЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПОЛУПРОВОДНИКОВОГО ТЕРМОЧУВСТВИТЕЛЬНОГО ЭЛЕМЕНТА

Ершов В.А. студент, Королев А.П.

***Тамбовский Государственный Технический Университет, кафедра
«Материалы и технология», Тамбов, slavaershov47@gmail.com***

Основной частью термозонда, определяющей метрологический уровень зондов, является термочувствительный элемент (ТЧЭ). Перспективными следует считать ТЧЭ на монокристаллических полупроводниках, так как они имеют преимущества по массогабаритным размерам, воспроизводимости результатов, технологичности, стабильности и другим характеристикам.

Первичный измерительный преобразователь температуры проектируется и изготавливается на монокристаллическом полупроводнике в виде полевой структуры, работающей в режиме обогащения основными носителями заряда (в отличие от инверсного режима работы традиционного полевого транзистора).

Проведя математические преобразования основных зависимостей физики полупроводников [1] был получен график зависимости ширины запрещенной зоны от температуры (Рис. 1).

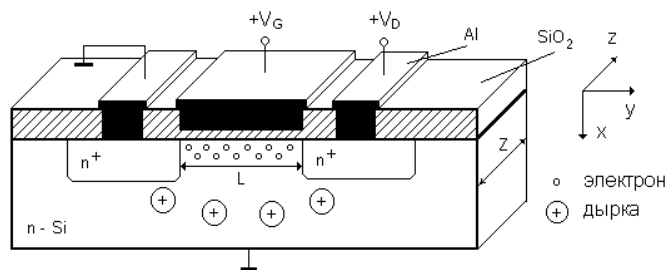


Рис.1. Конструкция ТЧЭ.

Используя выражения для концентрации свободных носителей заряда [2] и полученную зависимость ширины запрещенной зоны получили температурную зависимость собственной концентрации носителей заряда (Рис. 3)

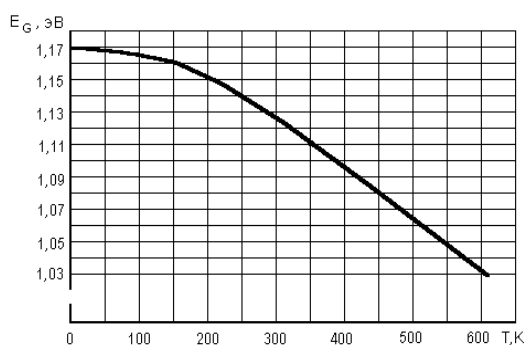


Рис.2. Температурная зависимость ширины запрещенной зоны и концентрации носителей заряда.

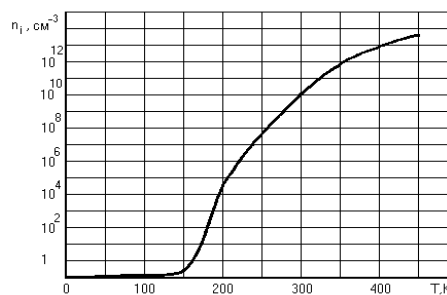


Рис.3. Температурная зависимость собственной концентрации носителей заряда.

Поверхностная плотность заряда под затвором Q_s зависит от напряжения на затворе V_G , напряжения на стоке V_D , температуры T и толщины подзатворного диэлектрика d . Рассчитаем Q_s в зависимости от напряжения на затворе V_G при разных фиксированных значениях температуры и напряжениях на стоке V_D . При расчете надо учитывать, что с изменением температуры меняется и собственная концентрация носителей n_i .

$$Q_s = \left[-V_G + \left(V_D + \frac{2kT}{e} \ln \frac{N_D}{n_i} \right) \right] \frac{\epsilon_0 \epsilon_{SiO_2}}{d}$$

Из рис.4 видно, что при одном и том же фиксированном значении температуры и напряжении на стоке V_D с увеличением напряжения на затворе V_G поверхностный заряд Q_s увеличивается в отрицательную область. Объясняется это тем, что с увеличением положительного потенциала увеличивается поле положительного заряда через структуру металл - диэлектрик - полупроводник.

Следовательно, увеличение числа электронов в подзатворной области приводит к увеличению там отрицательного заряда. Увеличение напряжения на стоке V_D уменьшает отрицательный заряд Q_S под затвором - область значений Q_S расширяется в положительной четверти. Значения напряжений V_G при которых Q_S положителен не допустимы для работы прибора. Увеличение напряжения на стоке V_D , передвигает область используемых напряжений V_G вправо (в сторону увеличения). Полученные результаты позволяют выбрать значения напряжения на стоке V_D и напряжения на затворе V_G .

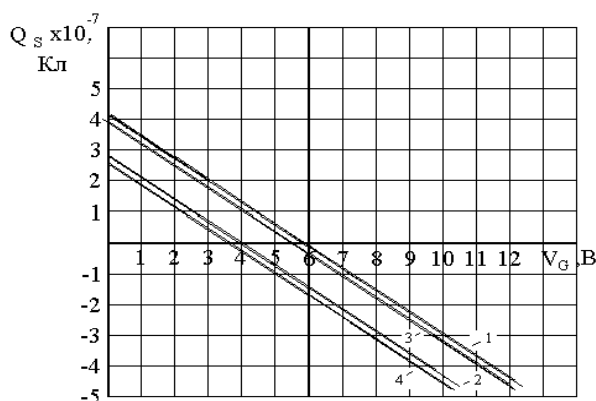


Рис. 4. Зависимость поверхностного заряда Q_S от напряжения на затворе V_G при различных значениях температуры и напряжениях на стоке V_D для концентрации примеси в подложке $N_D = 10^{16} \text{ см}^{-3}$. 1- $V_D=5\text{В}$, $T=300\text{К}$; 2- $V_D=3\text{В}$, $T=300\text{К}$; 3- $V_D=5\text{В}$, $T=500\text{К}$; 4- $V_D=3\text{В}$, $T=500\text{К}$.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МАХ ФАЗЫ Ti_2AlN В ВАКУУМЕ

Лугинина М.А. аспирант, Ковалев Д.Ю., Сычев А.Е.

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

Фаза Ti_2AlN является соединением, относящимся к классу тугоплавких материалов, обладающих слоистой структурой и уникальным сочетанием свойств металла и керамики, описываемых в общем виде формулой $\text{M}_{n+1}\text{AX}_n$, где М – переходный металл, А – элемент IIIA или IVA подгруппы периодической системы, X – углерод или азот. Подобные материалы, названные МАХ фазами, обладают свойствами, комбинирующими достоинства металлов и керамики: имеют высокую тепловую и электрическую проводимость, низкий удельный вес, высокую теплостойкость и жаростойкость. Потенциальной сферой использования МАХ фаз является аэрокосмическая отрасль, где предъявляются высокие требования к устойчивости материалов при повышенных температурах

в условиях вакуума. Известно, что при нагреве многокомпонентных соединений протекают процессы их термической диссоциации. При различных парциальных давлениях элементов, составляющих фазу, происходит неконгруэнтная термическая диссоциация, в результате которой будет изменяться фазовый состав материала. Важным свойством материала, знание которого необходимо в конструкторских расчетах, является коэффициент термического расширения (КТР). Температурная рентгенография позволяет определять КТР анизотропных кристаллов на поликристаллических образцах и имеет меньшую чувствительность к присутствию в образце макроскопических дефектов по сравнению с дилатометрическими методами. Цель работы – исследование термической стабильности фазы Ti_2AlN в вакууме и определение значений коэффициентов ее термического расширения при температурах 1150 – 1850 К.

Синтез Ti_2AlN проводился методом реакционного спекания порошковой смеси $Ti+AlN$ в мольном соотношении 2:1. Смешивание компонентов осуществлялось в шаровой мельнице в течение 1 часа в среде воздуха. Цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм готовили прессованием. Спекание проводилось в среде аргона при давлении 0.3 МПа при температуре 1300⁰С в течение 2 часов. В результате был получен монофазный материал Ti_2AlN , содержащий менее 1 масс. % вторичной фазы TiN .

Рентгенофазовый анализ синтезированного материала при комнатной температуре выполнялся на дифрактометре ДРОН-3М ($Cu-K\alpha$) с монохроматором на вторичном пучке. Параметры элементарной ячейки Ti_2AlN , определенные по методу внутреннего стандарта (эталон Si) составили $a=0,298(8)$ нм и $c=1,362(1)$, что соответствует PDF 00-55-0434 ($a=0,2989$ нм и $c=1,361$ нм), и были использованы для определения КТР.

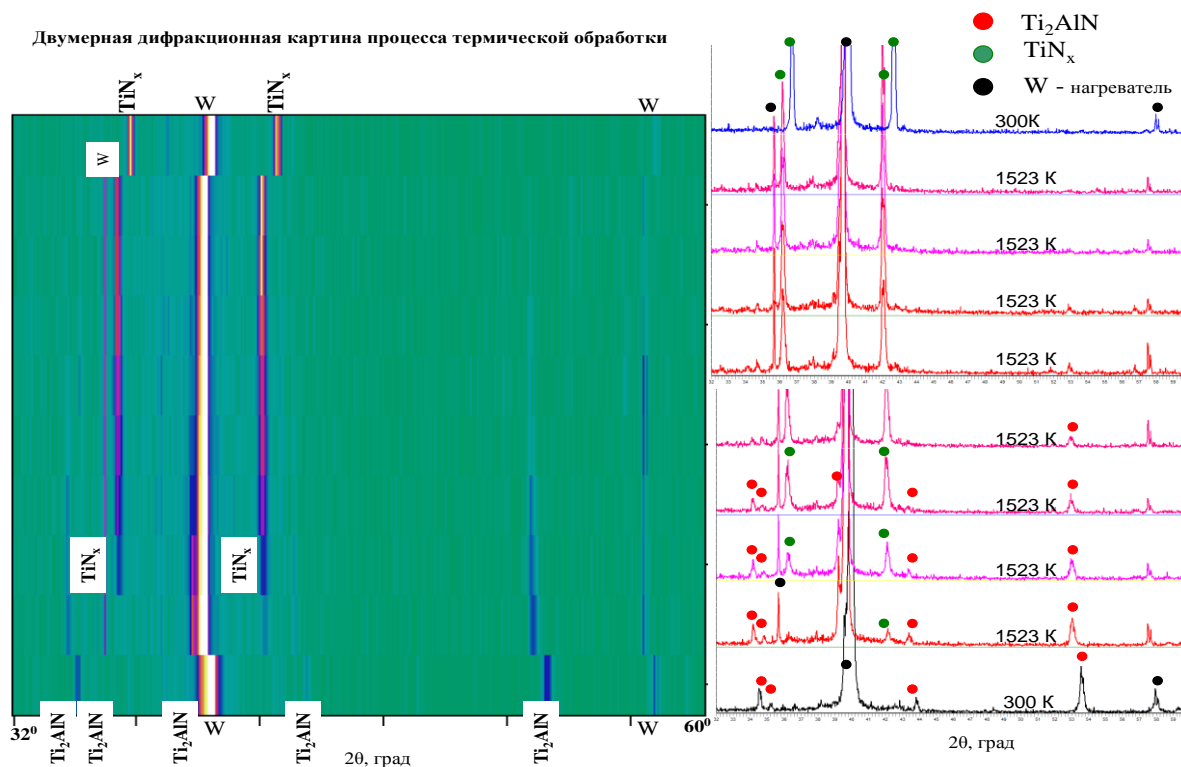


Рис.1. Серия рентгенограмм при нагреве Ti_2AlN в вакууме, $T= 1523$ К.

Исследование термической стабильности фазы Ti_2AlN проводилось методом высокотемпературной рентгенографии на дифрактометре ARL X'TRA ($Cu-K\alpha$) с приставкой НТК2000 в температурном интервале 1150-1850 К. Регистрация дифракционных спектров осуществлялась в угловом интервале $2\theta=32^{\circ}-55^{\circ}$ по схеме $\theta-\theta$. Пробу Ti_2AlN в виде порошка наносили на поверхность вольфрамового нагревателя в его центральной части. Толщина слоя составляла около 100 мкм. Управление режимом нагрева проводилось программно с заданием скорости нагрева и времени изотермической выдержки, а также ключевых точек записи рентгенограмм. Процесс осуществлялся в вакууме $2 \cdot 10^{-5}$ мбар. Нагрев до температуры изотермической выдержки вели со скоростью 100 град/мин. После достижения заданной температуры снималась серия из 8 рентгенограмм (рис.1). Время регистрации одной рентгенограммы составило 21 минуту.

Термическую стабильность фазы Ti_2AlN в вакууме характеризовали изменением интенсивности рефлексов 106 Ti_2AlN и 200 TiN процессе изотермического отжига (рис.2). Полученные кинетические зависимости показали, что фаза Ti_2AlN стабильна в вакууме при температуре до $900^{\circ}C$. Начиная с $1000^{\circ}C$, наблюдается заметная диссоциация Ti_2AlN с формированием фазы TiN . При повышении температуры до $1250^{\circ}C$ полная диссоциация Ti_2AlN с образованием TiN происходит за время порядка 2 часов.

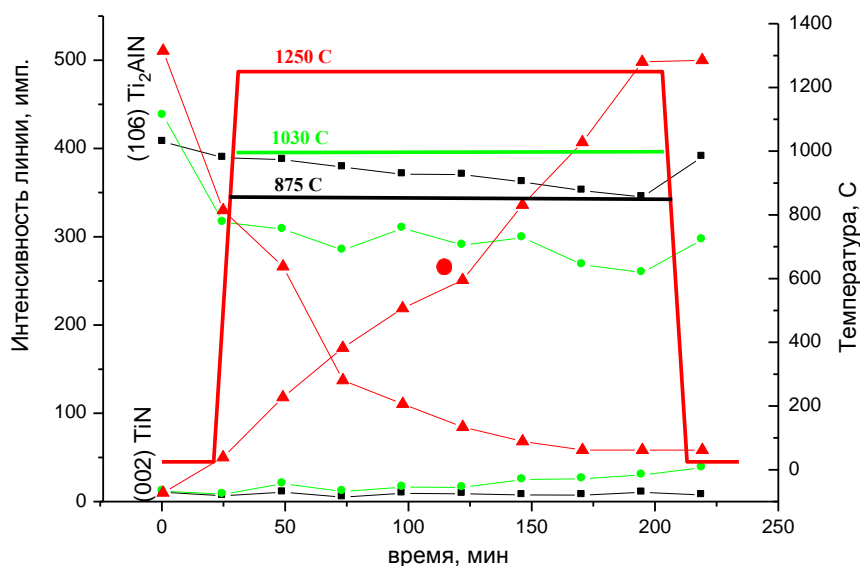


Рис.2. Изменение интенсивности рефлексов 106 Ti_2AlN и 200 TiN при отжиге.

Параметры элементарной ячейки Ti_2AlN при температуре изотермического отжига были определены по положению брэгговских углов рефлексов 100, 101, 104, 106 и усреднены по данным расчета 8 рентгенограмм. На основе температурных зависимостей параметров элементарной ячейки рассчитаны КТР Ti_2AlN вдоль основных кристаллографических осей a и c (рис.3). Полученные КТР фазы Ti_2AlN имеют промежуточные значения между

КТР металлов и керамических материалов. Установлена анизотропия КТР, причем величина КТР вдоль оси c оказалась ниже, чем по оси a . Полученные результаты согласуются с литературными данными по измерению КТР методом дифракции нейтронов [1].

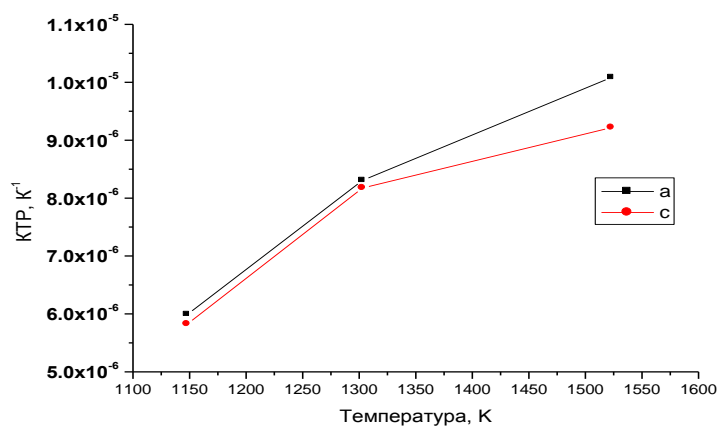


Рис.3. Температурная зависимость КТР Ti_2AlN .

Список литературы:

1. N. J. Lane, S.C. Vogel and M. W. Barsoum Temperature-Dependent Crystal Structures of Ti_2AlN and Cr_2GeC as Determined from High Temperature Neutron Diffraction. J. Am. Ceram. Soc., (2011), 94 [10] 3473–3479.

ПРИМЕНЕНИЕ БАРЬЕРНОГО СЛОЯ ИЗ ВАНАДИЯ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ТИТАНА VT1-0 СО СТАЛЬЮ 08X18H10T

Нурсаинов¹И.Н. студент, Первухина²О.Л., Сайков²И.В., Малахов²А.Ю.,
Челноков¹В.С.

¹- НИТУ «МИСиС», Москва, ilyasnursainov@gmail.com

²- Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черноголовка

Применение технического титана (VT1-0) связано с высокой температурой плавления, прочностью, коррозионной стойкостью во многих агрессивных средах и малым коэффициентом термического расширения. Многие задачи авиационной, электронной, космической техники, химического машиностроения, судостроения, приборостроения могут быть решены при использовании комбинированных конструкций из сталей с титановыми сплавами.

Одним из наиболее эффективных способов получения слоистых титановых композиционных материалов VT1-0 + 08X18H10T является сварка взрывом. Однако качество соединения, а также свойства основных слоев (VT1-

0+08X18H10T) у композитов, полученных таким способом, могут изменяться в зависимости от режимов сварки. Известно, что при завышении параметров сварки взрывом происходит возникновение оплавленных участков между свариваемыми металлами, приводящее к структурно-механической неоднородности. В последнем случае может иметь место появление интерметаллидов $TiFe$ и $TiFe_2$ в местах вкрапления литого металла и перемешивания. При отжиге таких соединений идет дальнейший рост интерметаллидной фазы, выделение карбидов титана. В зоне контакта может наблюдаться появление пор [1]. Для решения этой проблемы в данной работе предлагается использовать барьерный слой из ванадия толщиной 300 мкм.

Композит ВТ1-0 + V + 08X18H10T получен методом сварки взрывом. Ультразвуковой контроль показал 100% сплошность сцепления слоев. Образцы исследовали на шлифах, вырезанных вдоль направления распространения процесса сварки взрывом методом электронной микроскопии с помощью автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа ZeissULTRApplus с приставкой рентгеновского микроанализатора INCA 350 OxfordInstruments.

На рисунке 1 представлена граница соединения композита. Не выявлено переходных зон со смешанным составом, которые являются следствием взаимодействия свариваемых материалов в процессе образования соединения. Волнообразование в соединениях имеет упорядоченный характер, что свидетельствует о стационарном режиме сварки.

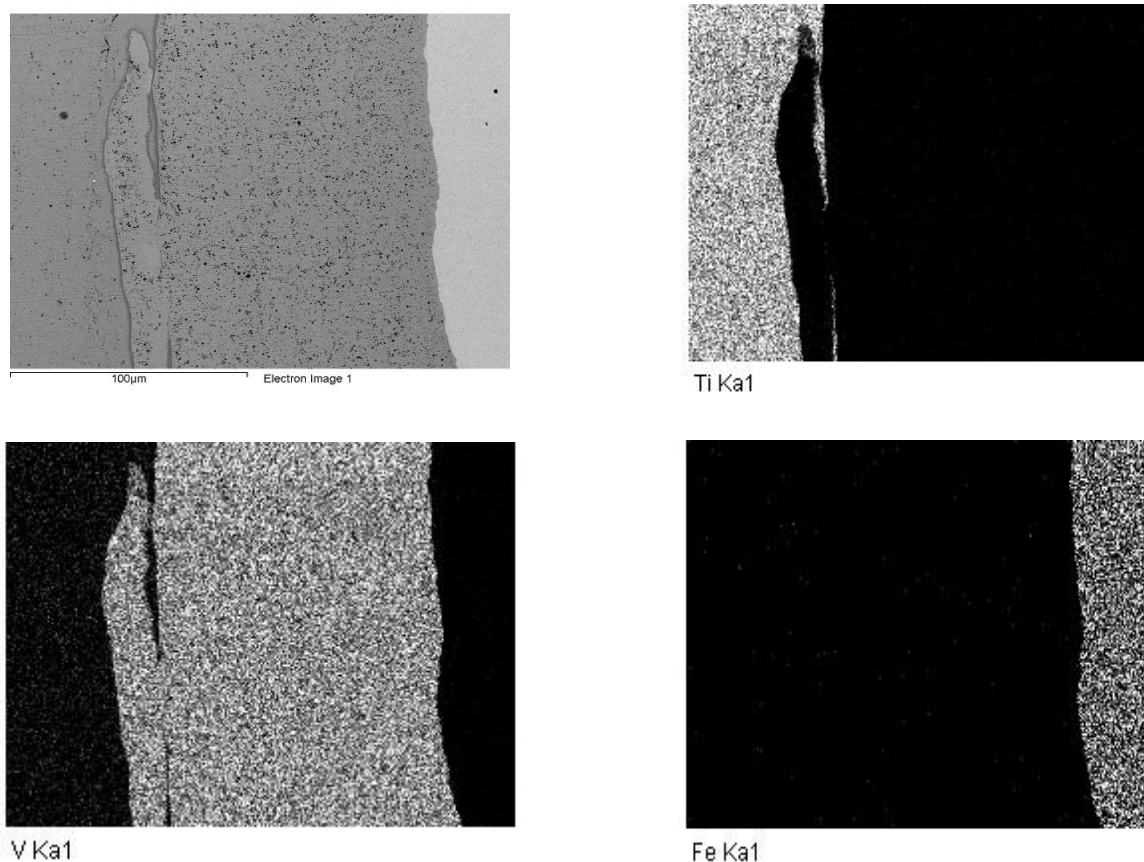


Рис.1. Рентгеновская карта границы соединения ВТ1-0+V+08X18H10Т.

Металлографические исследования биметалла показали, что применение в качестве барьерного слоя ванадия обеспечивает бездиффузионную границу соединения без трещин и микронесплошностей.

Список литературы:

1. Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова Диффузия в слоистых композитах: Монография / РПК «Политехник» Волгоград, 2006, 71 с.

ПОЛУЧЕНИЕ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ДВУХСЛОЙНЫХ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК С ВНУТРЕННИМ КОРРОЗИОННОСТОЙКИМ СЛОЕМ

Малахов¹ А.Ю. молодой ученый, Сайков¹ И.В., Первухин² Л.Б.

¹- *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черногловка, sir.malahov2009@yandex.ru*

²- *ФГУП ЦНИИЧермет, Москва*

В настоящее время остро стоит проблема износа ответственных деталей и узлов оборудования, работающего в нефтедобывающей отрасли. Воздействие агрессивных сред и механические нагрузки приводят к частичному или полному разрушению изделий. Наибольшему риску выхода из строя подвергаются такие элементы скважинного оборудования, как насосно-компрессорные трубы и нефтяные штанги. При наличии в пластовой воде коррозионно-активных компонентов необходимо применять специальные покрытия или ингибиторы коррозии. Однако применение данных защитных мер не всегда приводит к значительному увеличению срока эксплуатации нефтегазового оборудования.

Таким образом, перспективным направлением в этой области является создание двухслойных металлических труб, внешний слой которых отвечал бы за сохранение механических свойств на требуемом уровне в процессе эксплуатации, а внутренний обеспечивал бы защиту рабочей поверхности от абразивного износа, точечной коррозии, коррозионного растрескивания и т.д. С нашей точки зрения для получения биметаллических насосно-компрессорных труб с качественным сцеплением слоев необходимо применять комбинированный способ «сварка взрывом + прокатка».

Цель работы: Разработать схемы плакирования взрывом внутренней части стальных трубных заготовок коррозионностойким слоем (нержавеющая сталь) и экспериментальным путем выбрать из них наиболее оптимальную.

Были опробованы три схемы плакирования взрывом трубных заготовок с наружным диаметром 108 мм и длиной от 1 до 2,4 метра. Две схемы предполагали использование внутреннего наполнителя (твёрдо-жидкого и

твердого), а одна схема включала в себя использование внутреннего и внешнего заряда взрывчатого вещества.

В результате экспериментальной работы было выявлено, что оптимальной схемой плакирования трубной заготовки с сочетанием слоев: конструкционная сталь 37Г2Ф и нержавеющая сталь 08Х18Н10Т является схема с использованием внутреннего твердо-жидкого наполнителя в виде металлической дроби и воды (рис.1), который имеет скорость звука близкую к скорости звука в плакирующей трубе (сталь 37Г2Ф). Элементы дроби отводят ударные волны, а жидкость, которая находится в зазорах между твёрдыми частицами, являясь несжимаемой при высокоскоростном нагружении, предотвращает смятие тонкостенной плакирующей трубы. Существенным преимуществом схемы является возможность многократного использования твёрдых частиц, а также лёгкость монтажа при сборке под сварку взрывом и удаления внутреннего элемента после сварки.

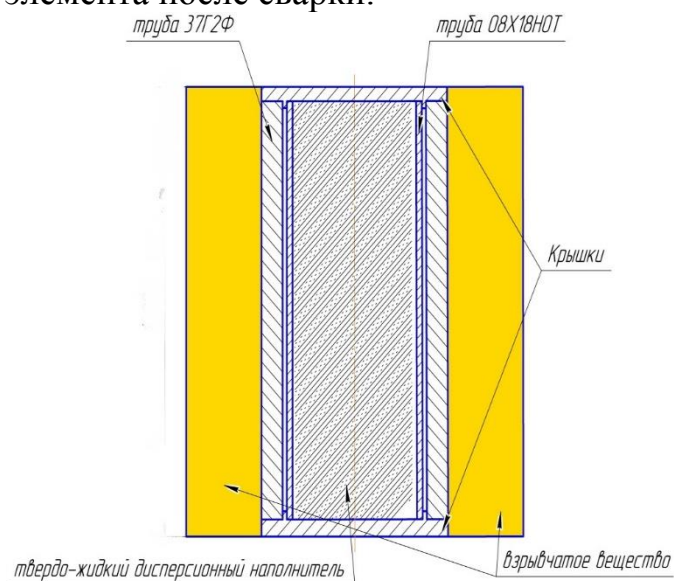


Рис.1. Схема плакирования взрывом трубной заготовки.

В результате экспериментов были получены опытные двухслойные трубные заготовки с внутренним коррозионностойким слоем из нержавеющей стали 08Х18Н10Т (рис.2). Трубные заготовки прошли 100% ультразвуковой контроль, которые показал удовлетворительную сплошность сцепления слоев.



Рис.2. Кольцевой образец 37Г2Ф+08Х18Н10Т, вырезанный из двухслойной трубной заготовки, полученной сваркой взрывом.

НАНЕСЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ ГАЗОПЛАМННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Копичников А.В. магистрант, Кобзев Д.Е., Хабаров С.Н., Ефремов А.Б.

*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 газопламенного напыления заключается в том, что на изношенные металлические поверхности детали наносятся тонкослойные полимерные покрытия. Применяют газопламенное, вихревое или вибрационное напыление.

Отличительными особенностями этого метода по сравнению с электродуговым напылением являются использование газокислородного или газоздушного пламени для нагрева напыляемого материала возможность нанесения покрытий не только из металлов и их сплавов, но также из керамических или полимерных материалов и их композиций применение напыляемых материалов в виде проволоки, жилки, прутка (стержня) или порошка.

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 провести совершенствование технологии газопламенного напыления полимерных покрытий в авторемонтном производстве с целью повышения их надежности и ресурса. Наносимые покрытия обладают рядом преимуществ перед металлическими, основные из которых это электроизоляционные и антикоррозионные свойства.

В работе предлагается использовать порошок СВМПЭ для газопламенного нанесения ремонтных 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. Кроме того, в некоторых областях потребления он используется не как заменитель, а как единственный пригодный для данной цели материал. 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.

Для реализации технологического процесса газопламенного напыления ремонтных покрытий из полимеров необходимо тщательно подходить к выбору полимерных материалов. В работе предлагается использовать порошок СВМПЭ. Также планируется разработка рецептуры полимерного композиционного материала на основе СВМПЭ отвечающего требованиям авторемонтного производства.

Основываясь на проведенных экспериментальных исследованиях изменения свойств полимерных композитов на основе СВМПЭ можно сделать вывод, что наилучшей концентрацией модифицирующей добавки УНМ является 1 м.ч. на 100 м.ч. полимера. Это подтверждено исследованиями линейной дилатометрии, микротвердости, исследованием максимального напряжения в условиях срезающих напряжений, и суточного водопоглощения. Увеличение концентрации модифицирующей добавки УНМ приведет к значительному удорожанию полимерных композитов в виду высокой стоимости порошка УНМ.

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.

НАНЕСЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ ЭЛЕКТРОИЗОЛЯЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ДЕТАЛИ АВТОМОБИЛЯ

Кобзев Д.Е. молодой ученый, Хабаров С.Н., Мачин А.М., Пашин Ю.Ю.

***Тамбовский государственный технический университет
НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов***

Применение полимерных материалов в конструкции автомобилей приобретает все более широкие масштабы. Это объясняется в первую очередь тем, что по ряду показателей – плотности, коррозионной стойкости, антифрикционным и электротехническим, а также технологическим свойствам – пластики значительно превосходят традиционные материалы, используемые при

изготовлении автомобиля. За последние 10 лет произошли принципиальные сдвиги в области применения пластмасс в автомобилестроении. Ранее из пластиков изготавливали детали только электротехнического, декоративного назначения.

На основании проведенного литературного обзора сделан вывод, что важнейшими направлениями совершенствования технологии ремонта автомобилей являются: применение прогрессивных технологических процессов восстановления и ремонта деталей автомобилей с применением синтетических материалов, а в частности технологии нанесения ремонтных и электротехнических покрытий с помощью шпателя.

Данным методом можно восстанавливать геометрию любых кузовных деталей и наносить защитные электроизоляционные покрытия. В данной работе рассматривается технологический процесс нанесения полимерной композиции с помощью шпателя на детали автомобилей. Этот процесс схож с нанесением полимерной шпаклевки при кузовном ремонте, только вместо шпаклевки предлагается использовать расплав полимера и композитов на его основе.

Основной задачей является отработка рецептуры полимерного композиционного материала на основе полиэтилена, отвечающего требованиям авторемонтного производства и совершенствование технологии нанесения ремонтных и антикоррозионных покрытий расплавом полимерной композиции с помощью шпателя.

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.

ТВЕРДОФАЗНАЯ ЭКСТРУЗИЯ ФТОРПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДЕФОРМАЦИИ ПРОСТОГО СДВИГА

Полуэктв В.Л. молодой ученый, Баронин Г.С.

***ФГБОУ ВПО «Тамбовский государственный технический университет»
НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов***

В настоящий момент одним из приоритетных направлений создания нового класса материалов, обладающих более совершенными эксплуатационными характеристиками, является структурная модификация распространенных полимеров специальными углеродными и другими наноразмерными наполнителями. Однако, как показывают эксперименты,

изделия, получаемые из многосоставных полимерных систем, приобретают наряду с новым комплексом свойств повышенную себестоимость конечного продукта. Поэтому в последнее время выполнено большое количество исследований, посвященных разработке способов и устройств для технологической структурной модификации материала в твердом агрегатном состоянии, обеспечивающим создание высокоориентированного состояния благодаря протеканию в нем интенсивной пластической деформации. К подобным технологическим подходам модификации структуры полимеров, наряду с традиционными методами листовой и объемной штамповки, относятся различные виды твердофазной экструзии (плунжерная, гидростатическая и др.) [1].

В данной работе представлены результаты исследований особенностей реализации двух методов твердофазной (равноканальной угловой и плунжерной) экструзии за один технологический цикл, в дальнейшем именуемой, как комбинированная твердофазная экструзия фторполимерных молекулярных композитов. [1].

В качестве объекта исследования использовали политетрафторэтилен (ПТФЭ, ГОСТ 10007-08) в виде порошка. Модифицирующими добавками служил следующий материал:

-титан-фторорганический порошок(ТФП) – продукт, полученный перегонкой шихты ПТФЭ 97 % масс и $(\text{NH}_4)_2\text{TiF}_6$ 63 % масс при температуре 575 °С с последующей десублимацией раствором аммиака - композит ПТФЭ с TiO_2 [2];

- кобальт-фторорганический порошок (КоФП) – продукт, полученный путем посадки на микрочастицы фторполимерных порошков наноразмерных кобальтсодержащих кластеров[2].

Уровень остаточных внутренних напряжений образцов является одним из важнейших эксплуатационных характеристик, определяющих границы практического применения полученных изделий. Исследования проводились на экспериментальной установке с использованием специально разработанной программы сбора данных и метода построения диаграмм изометрического нагрева (ДИН)[3,4].

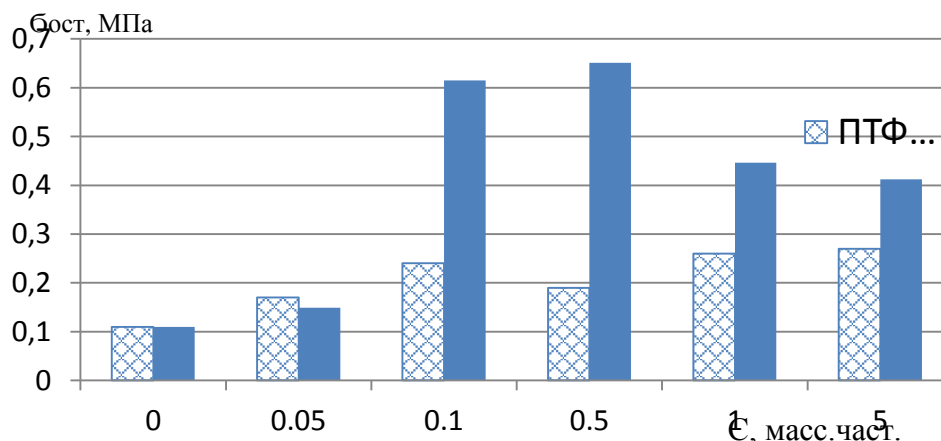


Рис. Диаграмма изменения уровня остаточных ориентационных напряжений $\sigma_{\text{ост}}$ образцов полимерного композита ПТФЭ +КоФП и ПТФЭ +ТФП.

На рисунке представлены данные изменения величины остаточных внутренних напряжений исходных и модифицированных образцов. Экспериментально установлено, что исходные образцы и образцы в области малых концентрации (0; 0,05 масс. част. на 100 масс. част. ПТФЭ) обладают более высокими значениями твердости и прочности и, как отмечено, минимальным уровнем остаточных ориентационных внутренних напряжений, что снижает вероятность образования ряда дефектов на поверхности готовых изделий и повышает нагрузочную способность композитов [1, 4].

Список литературы:

1. Полуэктов В.Л. Особенности технологии комбинированной твердофазной экструзии, формирования структуры и свойств нанокompозитов на основе фторполимеров/ В.Л. Полуэктов, В.М. Бузник, Г.С. Баронин, В.В.Худяков/ Вестник ТГТУ/ Том 11, №3 –2014 – С. 432-438.
2. 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-. С 255– 260.
3. Установка для определения остаточных напряжений в ориентированных термопластах/ Ю.М. Радько, Е.В. Минкин, М.Л. Кербер, М.С. Акутин// Заводская лаборатория. – 1980.– №7. – С.669-670
4. Полуэктов В.Л. Твердофазная обработка фторполимерных молекулярных композитов/ В.Л. Полуэктов, Г.С. Баронин «Современные твердофазные технологии: теория, практика, инновационный менеджмент». Материалы VII Международной научно-инновационной молодежной конференции– Тамбов: Изд-во ИП Чеснокова А.В.- 2015-С 135-138.

Работа выполнена при финансовой поддержке со стороны Минобрнауки РФ в рамках базовой части Госзадания №2014/219, код проекта 2079.

НАСОСОСТРОЕНИЕ И ТВЁРДОФАЗНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ НА СТЫКЕ КОНСТРУИРОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИИ

Сычев М.И. аспирант, Никитин Д.В., Комбарова П.В., Кобзев Д.Е.

***ФГБОУ ВПО «Тамбовский государственный технический университет»,
Тамбов***

Жидкостнокольцевые вакуумные насосы (ЖВН) нашли широкое применение в технологических процессах различных отраслей промышленности, в том числе и в процессах агропромышленного комплекса, в частности в процессах механизированного доения, вакуумной сушки, хранения продукции [1]. ЖВН обладают рядом достоинств по сравнению с другими видами вакуумных насосов: стабильность достигаемого вакуума, то есть отсутствие пульсаций и колебаний его значения, интенсивный теплообмен, за счет чего возможна откачка взрывоопасных и легковоспламеняющихся газов. Применение различных рабочих жидкостей в ЖВН позволяет работать с

агрессивными газами и адаптировать насос для работы в различных условиях [2]. За счет простоты конструкции ЖВН снижается стоимость и трудоемкость изготовления, эксплуатации, обслуживания и ремонта оборудования.

Недостатками ЖВН, ограничивающими область их применения являются: высокие потери мощности, связанные с трением между слоями жидкости и поверхностями деталей насоса, перемещением жидкостного кольца; кавитационные разрушения деталей насоса; низкая коррозионная стойкость; большая металлоемкость.

Для устранения указанных недостатком ЖВН сотрудниками кафедры «Техническая механика и детали машин» и НОЦ ТамбГТУ «Твёрдофазные технологии» ФГБОУ ВПО «ТГТУ» осуществляется совместная научно-исследовательская деятельность.

С целью снижения потребляемой мощности и повышения основных эксплуатационных характеристик (глубина достигаемого вакуума и производительность) разработаны перспективные конструкции ЖВН. Разработана и изготовлена модель ЖВН, отличительной особенностью которой является применение вращающейся втулки, установленной внутри корпуса насоса, и приводимой во вращение от рабочего колеса. Такая конструкция ЖВН позволила снизить потери мощности на гидравлическое трение о стенки насоса и между слоями жидкости. В указанной конструкции вращающаяся втулка ЖВН будет выполнена из полимера твердофазной технологией [3], что позволит повысить кавитационную и коррозионную стойкость детали, уменьшить сроки изготовления ЖВН.

Перспективным направлением сотрудничества кафедры «Техническая механика и детали машин» и НОЦ ТамбГТУ «Твёрдофазные технологии» является разработка устройств и оснастки для ЖВН, которые позволяли бы стабилизировать температурный режим жидкостного кольца без применения дополнительного оборудования для рециркуляции рабочей жидкости.

Список литературы:

1. Родионов, Ю.В. Совершенствование теоретических методов расчета и обоснование параметров и режимов жидкостнокольцевых вакуумных насосов с учетом особенностей технологических процессов в АПК: дис. ... д-ра техн. наук: 05.20.01: защищена 29.03.12: утв. 14.10.13 / Родионов Юрий Викторович - Тамбов, 2012. - 434 с.
2. Родионов, Ю.В. Влияние конструктивно-технологических параметров на эффективность работы жидкостнокольцевых вакуум-насосов / Ю.В. Родионов, М.М. Свиридов, Д.В. Никитин // Известия высших учебных заведений. Химия и химическая технология. – 2007. – Т. 50, вып. 5. – С. 102-104.
3. Переработка полимеров в твердой фазе (физико-химические основы): монография / Баронин Г.С., [и др.]. – М.: Изд-во Машиностроение-1, 2002.- 320 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке со стороны Минобрнауки России в рамках базовой части Госзадания № 2014/219, код проекта 2079.

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВМПЭ-НАНОКОМПОЗИТОВ

*Воронин Н.В. молодой ученый, Ряшенцев В.В., Ильин И.А., Фирсова А.В.,
Завражин Д.О., Баронин Г.С., Бузник В.М.*

*ФГБОУ ВПО «Тамбовский государственный технический университет»
НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов*

Введение

В настоящее время одним из важных направлений материаловедения является получение полимерных композиционных материалов (ПКМ), в том числе с различными наполнителями, которые обладают более высокими эксплуатационными характеристиками [1-3]. В данной работе исследовали композиты на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ), модифицированного нанодобавками, в частности глауконитом и нанофтором (НФ) и др.

Из всех известных методов производства изделий из СВМПЭ используют три основных: горячее прессование, холодное прессование с последующим спеканием и плунжерную экструзию в твердом состоянии.

Целью данной работы является получение образцов композитных материалов на основе СВМПЭ, изучение их теплофизических, физико-механических и трибологических свойств в зависимости от типа наполнителя, его концентрации для переработки экструзией.

Результаты и обсуждение

В рамках данной работы оценивали зависимости удельной скорости поглощения энергии полимерных систем «СВМПЭ + глауконит» и «СВМПЭ + нанофтор». Здесь же приведены результаты изучения физико-механических свойств данных полимерных систем.

Эксперименты проводились на модифицированном приборе DSC-2, реализующем метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Приведенные результаты изучения физико-механических свойств были получены на универсальной испытательной машине УТС-101-5.

Результаты исследований теплофизических и физико-механических свойств полимерных систем «СВМПЭ + глауконит» и «СВМПЭ + нанофтор» представлены на рисунках 1 – 4 и в таблице 1 [5-6].

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 нанокompозитов и исходного СВМПЭ свидетельствует о том, что нанокompозит с таким содержанием наполнителя имеет наибольшее межцепное взаимодействие в силу образования большего количества межмолекулярных связей между полимером и активными центрами нанонаполнителя [3,7,8].

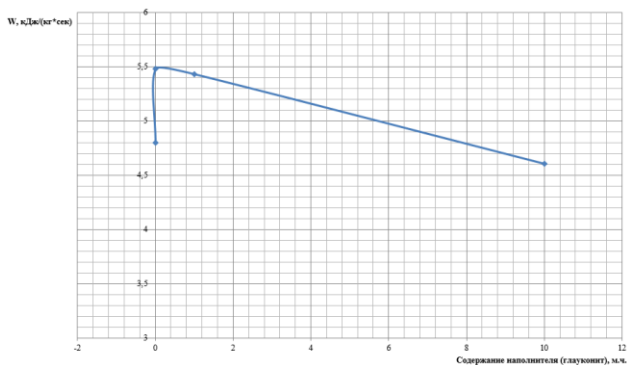


Рис. 1. Концентрационные зависимости удельной скорости поглощения энергии образцов СВМПЭ + глауконит от содержания наполнителя.

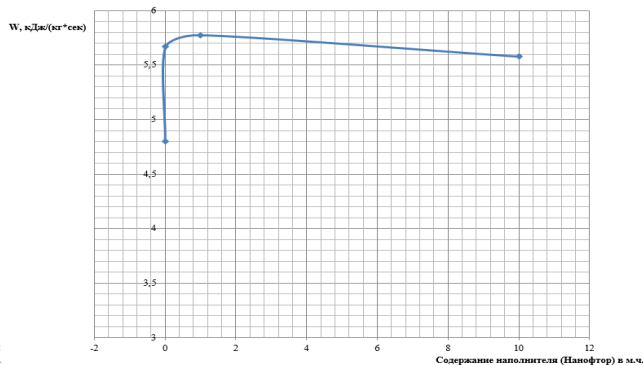


Рис. 2. Концентрационные зависимости скорости поглощения энергии образцов СВМПЭ + нанофтор от содержания наполнителя.

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

Таблица 1. Физико-механические показатели полимерных систем «СВМПЭ + глауконит» и «СВМПЭ + НФ» в условиях одноосного растяжения.

| Полимерная система | Предел текучести σ_T , МПа | Предел прочности σ_B , МПа | Модуль упругости при растяжении E , МПа | Отн. деформ. в момент предела текучести |
|------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|---|---|
| СВМПЭ исходный | 23,038 | 45 | 98 | 10,5 |
| СВМПЭ + 0,01 м.ч. глауконита | 28,978 | 45,158 | 107,07 | 34,8 |
| СВМПЭ + 0,1 м.ч. глауконита | 25,552 | 52,11 | 177,71 | 14,8 |
| СВМПЭ + 1 м.ч. глауконита | 19,417 | 49,682 | 321,13 | 7,0 |
| СВМПЭ + 10 м.ч. глауконита | 25,892 | 41,78 | 328,39 | 8,9 |
| СВМПЭ + 0,01 м.ч. НФ | 9,59 | 52,525 | 146,12 | 5,8 |
| СВМПЭ + 0,1 м.ч. НФ | - | 55,62 | 125,11 | - |
| СВМПЭ + 1 м.ч. НФ | 17,965 | 33,69 | 151,86 | 10,3 |
| СВМПЭ + 10 м.ч. НФ | 12,095 | 32,647 | 272,32 | 4,5 |

Следует отметить, что данные теплофизических свойств композитов «СВМПЭ + глауконит» и «СВМПЭ + нанофтор», полученные на приборе ДСК – 2, хорошо коррелируют с данными физико-механических свойств композитов, в первую очередь в области малых добавок наполнителей [табл. 1].

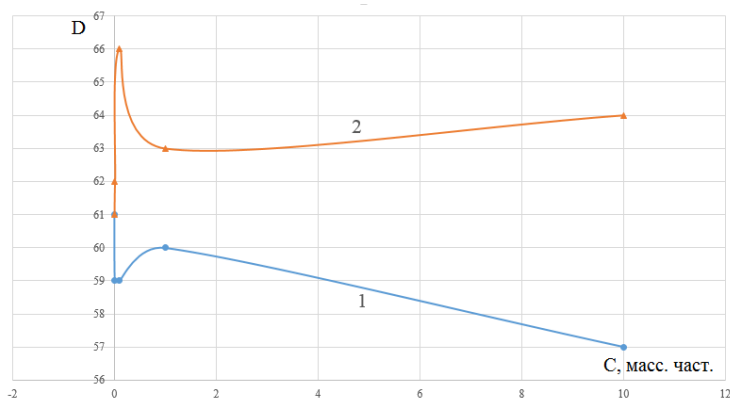


Рис. 3. Концентрационные зависимости твердости по Шору для полимерных систем «СВМПЭ + глауконит» (1) и «СВМПЭ + нанофтор» (2). На вертикальной оси – твердость D по Шору, на горизонтальной – содержание нанонаполнителя в массовых частях.

На рис. 4 приведены теплофизические показатели для системы «СВМПЭ + глауконит», полученные экспресс-методом [4].

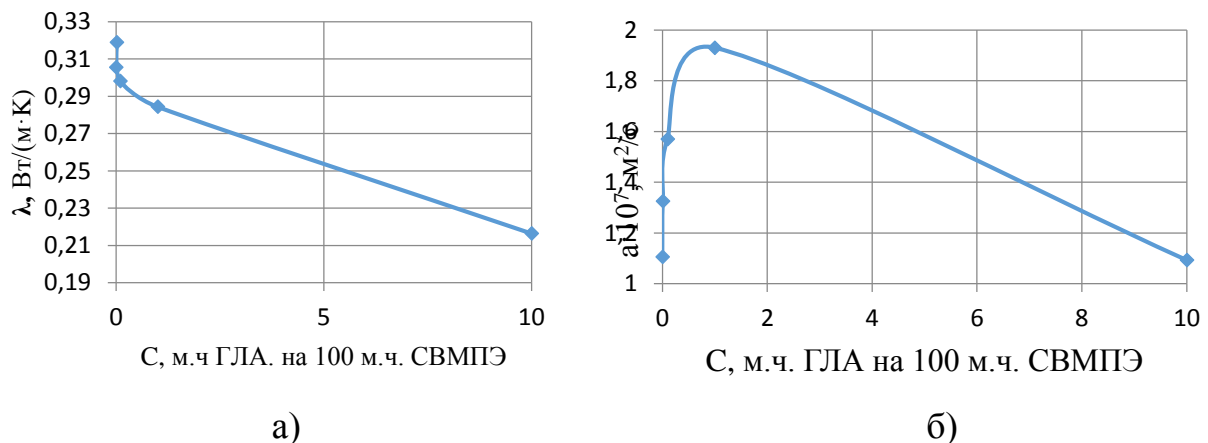


Рис.4. Зависимость коэффициентов теплопроводности (а) и температуропроводности (б) полимерного композита «СВМПЭ + глауконит» от концентрации наполнителя.

Заключение

С учетом отечественного и зарубежного опыта исследований, коллективом НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии» разработан состав композитов СВМПЭ + наносиликаты, включающих добавки от 0,01 до 1 масс. % наноразмерных наполнителей (нанографиты, глаукониты, цеолиты, тауниты и др.), обеспечивающие повышенные в 2-3 раза механические, триботехнические и теплофизические показатели для переработки экструзией композитов «СВМПЭ + наносиликаты» в готовые плиты технического назначения.

Список литературы:

1. Бузник, В.М. Металлополимерные нанокомпозиты / 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. Дивин, А.Г. Автоматизированная измерительная система для определения теплофизических характеристик полимерных материалов / А.Г. Дивин, С.В. Мищенко, С.В. Пономарев, Г.С. Баронин, А.Г. Ткачев, С.Н. Мочалин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008, Т. 74. № 8. – С. 42-45.
6. Дмитриев, О.С. Интегрированная информационно-измерительная система исследования свойств и расчета режимов отверждения полимерных композитов / О.С. Дмитриев, С.В. Мищенко, А.О. Дмитриев, И.С. Касатонов, С.О. Дмитриев // Вестник ТГТУ. – 2008, Т. 14. № 2. – С. 230-240.
7. Кулезнев, В.Н. Смеси полимеров. М.: Химия, 1980. 304 с.
8. Баронин, Г.С. Твердофазная технология переработки полимерных нанокомпозитов / Г.С. Баронин, М.Л. Кербер, К.В. Шапкин // Вестник ТГТУ. – 2005, Т. 11. № 2А. – С. 432 -438.

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.

СИНЕРГИЗМ В ПРОЦЕССАХ ГОРЕНИЯ МЕТАНО-ВОЗДУШНЫХ СМЕСЕЙ

Балаян Г.В. аспирант, Азатян В.В., Прокопенко В.М.

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

Явление синергизма известно, как неаддитивное влияние присадок различной химической природы на реакцию. Такое действие ингибиторов в неразветвленно-цепных процессах объясняется реакциями взаимодействия активных примесей между собой или с продуктами их превращений (например, [1,2]).

При наличии ингибиторов, перехватывающих активные промежуточные частицы, цепной путь блокируется. Энергетический же

барьер межмолекулярной реакции практически не преодолим. Соответственно, скорость реакции в целом резко уменьшается, даже, несмотря на то, что акт ингибирования экзотермический процесс. Кроме того, принимаемый обычно нулевой кинетический порядок реакции горения, сопровождающейся саморазогревом, противоречит закону сохранения энергии, поскольку такая модель предполагает не превращение внутренней энергии исходных реагентов в тепло, а создание тепловой энергии.

В работах [3,4] было обнаружено синергическое действие трифторметана и инертных примесей на кинетику процесса воспламенения метано-воздушных смесей. Как для теории, так и для практики весьма важно выяснить эффект синергизма на концентрационных пределах воспламенения. Значимость для теории определяется тем, что в таких условиях концентрации промежуточных частиц незначительны и значит, крайне мало также роль реакций взаимодействия этих части между собой. В этих условиях на первый план выходит специфика функциональной зависимости скорости цепной реакции от концентраций компонентов. Для практики же синергизм создает большие возможности химического управления концентрационных пределов. Эффект синергизма на концентрационных пределах в настоящей работе исследовался на примере совместного влияния трифторметана и азота на воспламенение, горение и взрыв метано-воздушных смесей.

На рис.1 приведено влияние различных присадок на концентрационные пределы распространения пламени метано-воздушных смесей. Кривая 1, взята из монографии [5]. На этой же кривой нанесены результаты наших измерений, количественно согласующиеся с данными известной монографии. Видно также, что CF_3H сужает концентрационные пределы намного сильнее, чем N_2 .

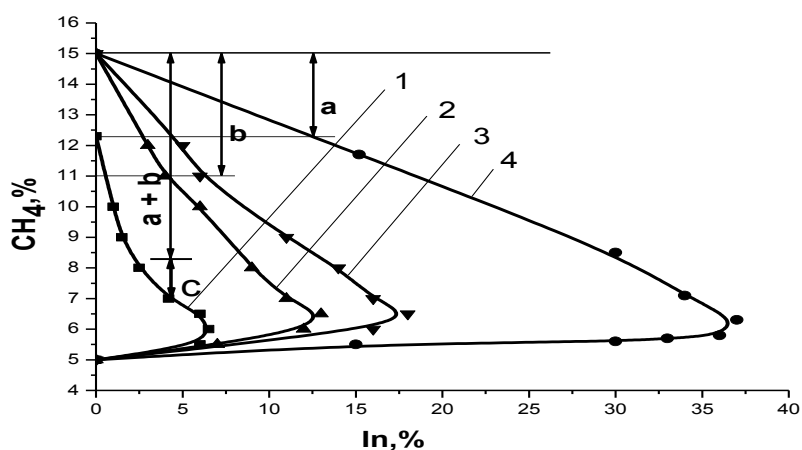
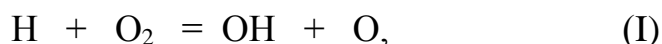


Рис.1: КППП (концентрационный предел распространения пламени) смесей CH_4 с воздухом в присутствии добавок: 1 – $\text{CF}_3\text{H} + 12\%\text{N}_2$; 2 – CF_3H ; 3 – CF_4 ; 4 – N_2 .

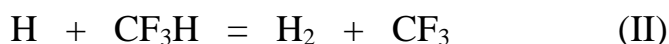
Объяснить более сильное воздействие CF_3H только его большей теплоемкостью невозможно, поскольку как это видно из того же рисунка, такие же по величине присадки CF_4 сужают концентрационные пределы

значительно меньше, несмотря на то, что теплоемкость этого соединения даже несколько больше.

Таким образом, трифторметан ингибирует воспламенение и горение метана. Это является непосредственным следствием цепного характера горения метано-воздушной смеси и участия CF_3H в обрыве реакционных цепей. Одним из активных промежуточных частиц в пламени метано-воздушных смеси является атомарный водород [6]. Известно также, что при температурах пламени метана атомы H легко вступают в реакцию разветвления цепей:



энергия активации, которой равна 70 кДж/моль . Реакции атомов O и радикалов OH с CF_3H не могут сколько ни будь значительно влиять на конкуренцию разветвления и обрыва, поскольку их реакции с метаном являются фактически обрывом цепей в силу малой активности образующегося в этих реакциях радикала CH_3 . Кроме того, константы скорости реакций O и OH с CF_3H меньше констант скорости их реакций с метаном. В отличие от атомов O и радикалов OH , Реакция атомов H с CF_3H сильно повлияет на соотношение скоростей разветвления и обрыва, поскольку реакция



конкурирует с актом разветвления. Кроме того, константа скорости реакции (II) не меньше, чем константа скорости реакции (I). Таким образом, экспериментальные данные позволили идентифицировать реакцию ингибирования и показать, что эффект синергизма обусловлен экспоненциальной зависимостью скорости цепного процесса от концентраций исходных компонентов.

Список литературы:

1. Эмануэль Н.М., Денисов Е.Т., Майзус Э.К.// Цепные реакции окисления углеводородов в жидкой фазе. Наука, Москва, 1965. с. 1-375.
2. Денисов Е. Т., Саркисов О. М., Лихтенштейн Г. И.// Химическая кинетика. Химия, Москва, 1999. с. 1-566.
3. Азатян В.В., Шебеко Ю.Н., Болодьян И.А., Навценя В.Ю.// Влияние разбавителей различной химической природы на концентрационные пределы распространения пламени в газовых смесях. Физика горения и взрыва, 2006, т.42, № 6, с. 96-102.
4. Азатян В. В., Сайкова Г. Р.// Ингибирование горения смесей метана с воздухом. Журнал физической химии, 2013, Т. 87, № 10. - С. 1640-1646.
5. Lewis B., Von Elbe G. // Combustion, explosions and flame in gases. N.Y.-L.: Acad. Press, 1987. p 592.
6. Азатян В.В.// Длина реакционных цепей и температурная зависимость скорости разветвленно-цепных процессов. Кинетика и катализ. 1977. т. 18. №2., с. 282–290.

СТРУКТУРА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ С ДОБАВЛЕНИЕМ ОКСИДА МАГНИЯ

Лукьянова О.А. аспирант

*Белгородский государственный национальный исследовательский
университет, Белгород, sokos100@mail.ru*

В настоящее время нитрид кремния по праву считается одним из наиболее популярных и перспективных типов керамики благодаря удачному сочетанию высоких прочностных свойств с термостабильностью и износостойкостью. Благодаря этому керамика на основе нитрида кремния зачастую используется в таких отраслях как авиакосмическая промышленность, машиностроение и двигателестроение, атомная, химическая промышленность и так же металлургия.

подавляющее большинство коммерческих методов получения керамики на основе нитрида кремния, в частности, такие методы как горячее изостатическое прессование (ГИП) и искровое плазменное спекание (SPS sparse plasma sintering) отличаются высокой дороговизной. В связи с этим применение холодного изостатического прессования с последующим свободным спеканием в атмосфере азота является приемлимым альтернативным методом производства керамики на основе нитрида кремния с точки зрения повышения эффективности и снижения затрат технологического процесса. Наиболее часто в качестве добавок в шихту матрицы нитрида кремния добавляют оксиды алюминия, магния, а также редкоземельных металлов (Y, Yb, Dy и т.д.).

Керамический конструкционный материал на основе нитрида кремния был получен методом холодного изостатического прессования и свободного спекания в атмосфере азота. Исходным компонентом шихты был порошок нитрида кремния Si_3N_4 альфа фракции. Добавками служили порошки оксидов алюминия Al_2O_3 , магния MgO и иттрия Y_2O_3 . Были рассмотрены композиции с содержанием 0 мас. %, 1 мас. %, 2 мас. % и 5 мас. % оксида магния. Суммарное содержание оксидов иттрия и алюминия было постоянным и равным 15 мас. %. Используемый высокочистый наноразмерный оксид магния был получен из серпентинита Халиловского месторождения Оренбургской области по инновационной технологии. Порошки были равномерно перемешаны с помощью дисковой мельницы Retsch RS-200. Прессование было проведено с помощью пресса марки EPSI CIP 400 B-9140. Давление прессования 200 МПа. Процесс спекания был осуществлен в атмосфере азота в высокотемпературной печи Nabertherm VHT 8/22-GR при температуре 1800 °C в течение 1 часа.

Особенности структуры полученных керамических материалов были исследованы с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta 200 3D, оснащенного приставкой энергодисперсионного анализа фирмы EDAX.

Было выявлено, что керамические материалы с низким содержанием оксида магния (1 мас. %, и 2 мас. %) а также керамический материал, не содержащий оксида магния (0 мас. %), характеризуются наличием типичной

однородной структуры типа β - Si_3N_4 с удлинёнными зёрнами. Средний размер структурных составляющих был равен 2.2 мкм для керамики, содержащей 1 мас. %, 3.4 мкм и 3.1 мкм, соответственно). Было установлено, что керамика, содержащая 5 мас. % оксида магния отличается дуплексным α/β типом структуры, представляя собой совокупность мелких (1.2 мкм) равноосных и более крупных (2.4 мкм) удлинённых структурных составляющих (Таблица 1).

Таблица 1. Параметры структуры полученного керамического материала на основе нитрида кремния.

| MgO, мас.% | Тип зёрен | Тип структуры | d_{cp} , мкм |
|------------|-------------------------|---------------|-----------------------|
| 0 | Удлинённый | Равномерный | 3.1 |
| 1 | Удлинённый | Равномерный | 2.2 |
| 2 | Удлинённый | Равномерный | 3.4 |
| 5 | Удлинённые и равноосные | Дуплексный | 1.2 |
| | | | 2.4 |

Таким образом, было установлено влияние содержания оксида магния в исходной шихте на размер и характер структурных составляющих полученного керамического материала на основе нитрида кремния с добавлением оксидов алюминия, магния и иттрия, полученного холодным изостатическим прессованием и свободным спеканием в атмосфере азота. Полученный материал в будущем может успешно использоваться в ряде конструктивных применений современной техники и промышленности.

ЭЛЕКТРОДУГОВАЯ НАПЛАВКА СВС-ЭЛЕКТРОДАМИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ $\text{TiC-W}_2\text{C-Co}$

Титов¹ Н.В. молодой ученый, Бажин² П.М., Столин² А.М.

¹- Орловский государственный аграрный университет, Орел, ogau@mail.ru

²- Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, olimp@ism.ac.ru

В настоящее время для упрочнения деталей машин различного назначения чаще всего применяют различные виды наплавки износостойких материалов. В качестве наплавочных материалов широко используют электроды из композиционных твердых сплавов, получаемые методами порошковой металлургии. Однако их изготовление требует большого количества операций, а также значительных затрат энергии.

Принципиально новым направлением в получении наплавочных электродов является использование для их изготовления метода СВС-экструзии. В отличие от традиционных методов порошковой металлургии СВС-экструзия сочетает синтез материала и получение из него готового изделия в одном

технологическом цикле и на одной установке. В данной работе исследована возможность использования в качестве присадки твердосплавных электродов на основе $TiC-W_2C-Co$, полученных методом СВС-экструзии, для нанесения защитных покрытий на сталь 65Г методом электродуговой наплавки в среде аргона на установке УДГ-251 неплавящимся вольфрамовым электродом.

В процессе наплавки наплавленный слой содержит до 70...80% карбидной фазы, в котором выделены несколько характерных зон. Первая зона – поверхностный слой покрытия. На поверхности микроструктура наплавленного слоя существенно отличается от микроструктуры исходного электрода. Округлые зерна карбида титана и вольфрама после наплавки и кристаллизации становятся вытянутыми по направлению отвода теплоты столбчатыми дендритными зернами с максимальными размерами до 100 мкм. В процессе наплавки структурные составляющие СВС-электрода, а также частично вольфрамовый электрод, который зажигает дугу, расплавляются и взаимодействуют друг с другом в сварочной ванне с образованием при кристаллизации композиционных частиц размерами до 100 мкм, которые состоят из чередования карбидной фазы, обогащенной вольфрамом и не обогащенной им. Карбидные зерна в переходной зоне представлены двух типов: в виде сферических, которые от поверхности наплавленного слоя уменьшаются в размерах с 15 до 7 мкм, и в виде эвтектических колонн толщиной менее 1 мкм, направленных в зону максимального теплоотвода (вглубь подложки). Наибольшее количество карбидной эвтектики наблюдается в краевых участках наплавленного слоя.

ОПТИМИЗАЦИЯ УСЛОВИЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ДВОЙНОГО КАРБИДА (ТА, ZR)C МЕТОДОМ МА-СВС

Воротыло С.А. магистрант, Пацера Е.И., Курбаткина В.В., Левашов Е.А.

***Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», кафедра порошковой металлургии, НУЦ СВС, Москва
stepan.vorotylo@gmail.com***

Двойные карбиды системы (Ta, Zr)C привлекают внимание в аэрокосмической промышленности благодаря высокой температуре плавления, твердости, способности сопротивляться коррозии и абляции (испарению под действием облучения), причем эти свойства у двойных карбидов выше, чем у монокарбидов TaC and ZrC [1,2].

В настоящее время ведутся работы по получению сверхтугоплавкого карбида (Ta, Zr)C методом МА-СВС [3,4].

Целью данного исследования была оптимизация условий механоактивации смеси порошков тантала, циркония и углерода с тем, чтобы

при синтезе получить более высокий процент содержания карбида циркония, растворенного в карбиде тантала, и на содержание в получаемых образцах диоксида циркония.

В качестве исходных реагентов в работе использовались порошки циркония марки ПцрК-1, тантала ТаПМ и сажи П804Т. Механоактивация проводилась в планетарных центробежных мельницах двух типов: АИР-0.015 (размол в среде воздуха) и Активатор – 2S (размол в среде аргона и в вакууме). Микроструктура МА шихты и синтезированных карбидов исследовалась с помощью СЭМ. Фазовый состав шихты и синтезированных образцов изучали с помощью метода РФА.

Механоактивация шихты необходима для инициации СВС-реакции, так как частицы циркония покрыты прочной пленкой ZrO_2 , который служит диффузионным барьером и препятствует распространению волны горения. МА позволяет механически разрушить эти оксидные слои и обеспечить непосредственный контакт реагентов. Однако при МА на воздухе кислород адсорбируется на вновь образовавшихся поверхностях металлов, что приводит к проблеме загрязнения получаемых образцов диоксидом циркония во время горения (вдобавок к тому оксиду циркония, который уже имелся на поверхности циркониевых частиц). Наличие оксида циркония в получаемом продукте нежелательно по многим причинам – он обедняет по цирконию целевой карбид, обладает более низкой температурой плавления, его плотность и коэффициент термического расширения не совпадает с таковым для карбида. Поэтому необходимо снизить содержание оксида циркония в получаемом карбиде, а по возможности и целиком предотвратить загрязнение карбида оксидом циркония. Для этого проводилась оптимизация условий МА и силового СВС-компактирования.

В зависимости от условий МА и силового СВС-компактирования фазовый состав синтезируемых карбидов изменяется от механической смеси отдельных фаз монокарбидов тантала и циркония до однородного карбидного твердого раствора $(Ta, Zr)C$. Оптимизация условий МА и силового СВС-компактирования позволила получить двойные карбиды, не содержащие оксида циркония, с содержанием циркония в карбиде, близким к 10 ат.%

Список литературы:

1. C. Agte, Alterhum, Z. Physik, No. 6 (1930).
2. R. A. Andrievskii, N. S. Strel'nikova, N. I. Poltoratskii, E. D. Kharkhardin, and V. S. Smirnov. Poroshkovaya Metallurgiya, 1 (49), (1967) 85-88.
3. Frédéric Bernard , Sébastien Paris, Eric Gaffet, Advances in Science and Technology Vol. 45 (2006) pp. 979-988.
4. E.I. Patsera, E.A. Levashov, V.V. Kurbatkina, D.Yu. Kovalev, Ceramics International, In Press, doi:10.1016/j.ceramint.2015.03.146

ОХОТНИКИ ЗА ЭНЕРГИЕЙ: ФИЗИКА И ТЕХНОЛОГИЯ СБОРА ЭНЕРГИИ ИЗ ОКРУЖАЮЩЕГО МИРА

Богданова¹ Е.С. школьник, Дрёмин² А.А. школьник, Урванцев² М.В. школьник

¹- МОУ СОШ №75, Черноголовка

²- МОУ СОШ №82, Черноголовка

Цель работы. В мире ежегодно выбрасываются миллиарды батареек, и батареек нужно будет еще больше – «интернет вещей» (более 20 млрд. автономных устройств к концу следующего года) и «умная пыль» требует автономных источников энергии! Одноразовые батарейки и другие химические источники энергии, которые служат не очень долго, можно заменить на источники, собирающие энергию «из воздуха» в буквальном смысле слова. Цель нашей работы – найти способы замены батарей возобновляемой (зелёной!!!) энергией, в том числе и виде стандартных элементов. В настоящее время нельзя пойти в магазин и купить, например, пульт управления или радиомышку, работающие без батареек. Мы проводим исследование возможности сделать зеленую энергию доступной и по возможности отказаться от использования химических источников (батареек и аккумуляторов).

Методика и результаты экспериментов. Мы проводим исследования по сбору энергии из света и вибраций, а также по технологии сбора и трансформации полученной энергии. Мы протестировали доступные преобразователи свет- электричество: фотодиоды и фотоэлементы «аморфный кремний на стекле».

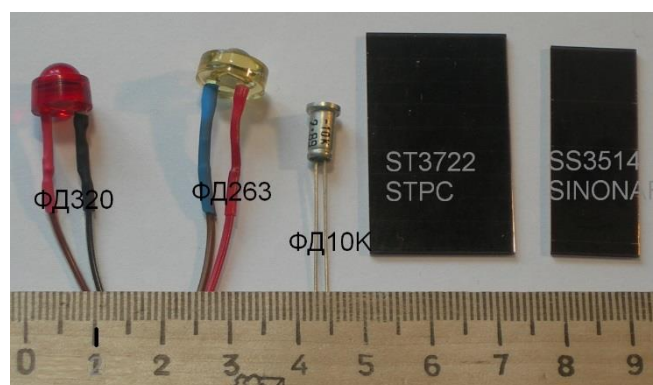


Рис.1. Различные преобразователи энергии света в электрическую энергию.

По результатам наших измерений мы выбрали SS3514. Для того, чтобы заменить одну батарейку (1,2-1,5 В), будет достаточно одного элемента. В пульт на двух батарейках мы поставим 2 элемента, в пульт на 4 дополнительно поставим преобразователь (бустер).

Для изготовления работающего прототипа мы выбрали пульт UR-81, универсальный пульт. Он посылает сигналы не только инфракрасным светодиодом, но и по радио, и питается от двух батареек. Для аккумулялирования

энергии (пульт ведь нужен не только в светлые дни) мы выбрали конденсатор емкостью 1 Фарада.

Для того, чтобы конденсатор не разряжался через преобразователи в темное время, мы поставили диод Шоттки 1N4018, на нем падает меньшее напряжение, чем на обычных полупроводниковых диодах. Пульт – обычный, без защиты от глубокого разряда, и чтобы пульт не разряжал конденсатор во время «отдыха» пульта – мы поставили выключатель S1. Когда такие замечательные пульты начнут производить массово, выключатель будет не нужен – в чип пульта можно запрограммировать защиту от глубокого разряда.



Рис. 2 Пульт без батареек и его детали.

Для тестирования мы спаяли все детали и поместим в отсек для батареек. Сначала мы проверим пульт на работу - мы зарядили конденсатор до 3 В (соответствует новым батарейкам) и проверили – до разряда (2.4 В, когда пульт еще работает) можно послать 72 команды. Мощность одного элемента 3514 при ярком свете – 577 мВт. Для того, чтобы зарядить конденсатор на одну команду, нужно будет его заряжать 19 секунд.



Рис.3. Зарядка конденсатора в течение трёх подмосковных сумеречных декабрьских дней. Для работы пульта необходимо не менее 2,2 В.

За три дня пульт зарядился полностью – от 0. Реально для работы пульта (не более 70 команд в день) достаточно и одного хмурого дня зарядки. Опрос, проведенный нами среди родителей, показал, что за день мама или папа нажимают на кнопки пульта от 0 до 24 раз.

Для исследования работы вибрационных генераторов мы сделали специальный тестер, на основе серийно выпускаемых приборов и деталей от старой техники.

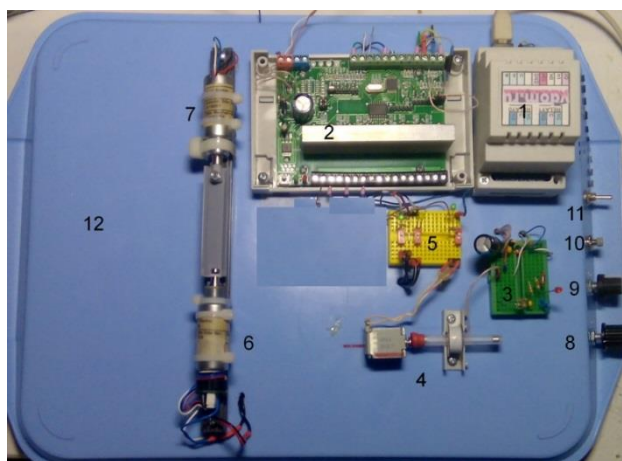


Рис. 4. Экспериментальный стенд испытания виброгенераторов.

Питается стенд от аккумулятора 12 В. Генератор колебаний дает напряжение 12 В для магнитов 4, 6 и 7, и синусоидальный сигнал (широко – импульсная модуляция) для электромагнитных динамиков. С помощью макетных плат 3 и 5 мы можем собирать схемы для испытания различных вибрационных генераторов без пайки, чтобы можно было испытывать различные генераторы.

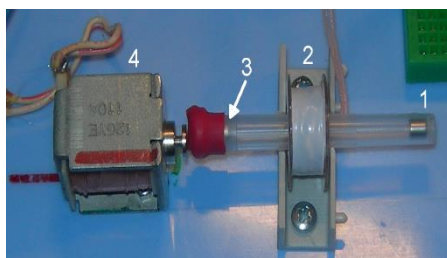


Рис. 5. Электромагнит (4) при включении толкает (отталкивает) магнитик 3, он пролетает через катушку 2, пока его не оттолкнет магнитик 1. Колебания преобразуются катушкой в электрическое напряжение.

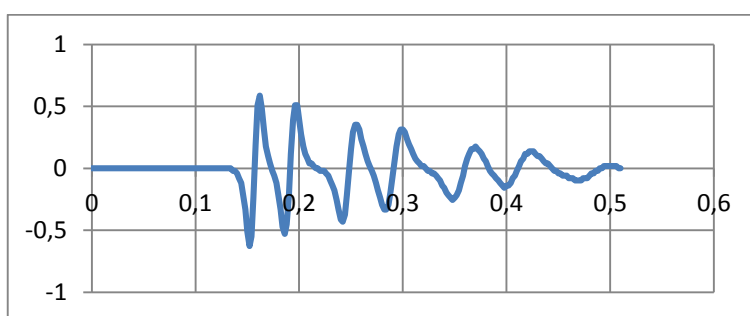


Рис. 6. Напряжение генератора при одиночном толчке магнитика, горизонтальное положение генератора. Время в секундах, напряжение в Вольтах.

Другая часть нашей работы – преобразование низких напряжений с приборов, собирающих энергию, до необходимых для работы микроконтроллеров уровней. Преобразовать постоянное напряжение в переменное можно с помощью туннельного диода- он работает при невысоких (до 0,6 В) напряжениях, можно получить напряжение, достаточное для работы

микроконтроллеров. При напряжении на входе генератора около 0,55 В начинается генерация.

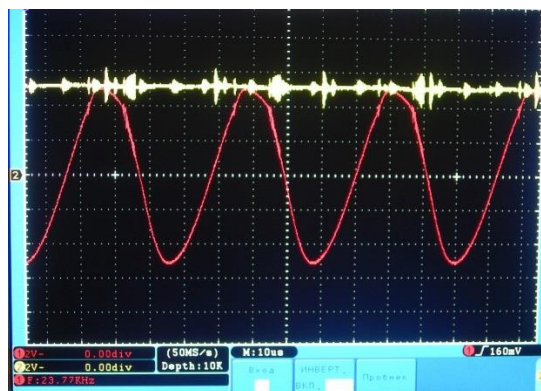


Рис. 7. Осциллограмма тестового генератора на туннельном диоде.

В нашем исследовании мы получили энергию для одной посылки универсального (радио + инфракрасного) пульта 22,5 мДж, одно колебание виброгенератора дает 0,25 мДж. Пока получается примерно так - девять раз тряхнул генератором – и можно включить телевизор. Но на прототипе мы показали принципиальную возможность сделать такой прибор. Уже существуют некоторые приборы (сенсоры в mesh сетях), которые работают исключительно на вибрации. Мы исследуем возможность сделать различные приборы без батареек, на альтернативных источниках.

Более 10 млн собак в год теряются в странах, где есть регистрация собак. Для поиска собак хозяева применяют Dog Tracker с GPS. Мы сделали источник энергии, преобразующий собачий восторг в электричество. Собранный генератор дает на выходе переменное напряжение амплитудой почти до 3 В – на тестах подключенный красный светодиод мигал. Такой трекер можно также использовать для изучения миграции диких животных, не используя химических источников тока.

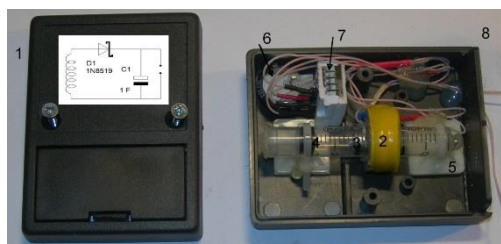


Рис. 8 Для теста мы собрали макет. 1- крышка (врезка – схема), 2-катушка, 3- подвижный магнит, 4 и 5 – неподвижные магниты 6- конденсатор 1 F, 7 – макетная плата, 8 –выводы для измерения напряжения.

Энергия за 10 минут - 43 мДж – а это как раз порядка энергии для посылки одной СМС. Так что предложенный генератор вполне можно использовать для питания трекера.

Для увеличения напряжения можно использовать блокинг – генераторы, давно известные в радиотехнике. Для изучения их работы мы собрали макеты на кремниевом N-P-N транзисторе BC547 и германиевом P-N-P транзисторе ГТ321Б и исследовали их работу, рис. 10 и 11. Мы получили до 20 и 15 В на выходе соответственно.

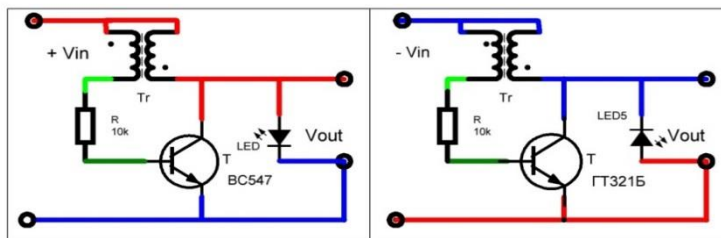


Рис. 9 . Схемы блокинг – генераторов на NPN и PNP транзисторах.

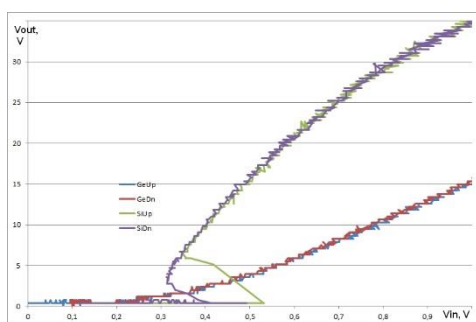


Рис.10. Зависимость выходного сигнала блокинг- генератора на кремниевом - NPN транзисторе.

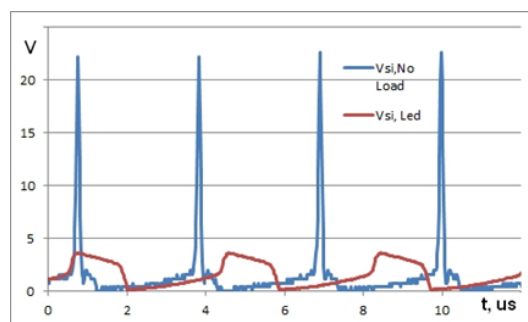


Рис.11. Форма выходного сигнала от входного сигнала, без нагрузки.

Мы собрали макет блокинг – генератора 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.

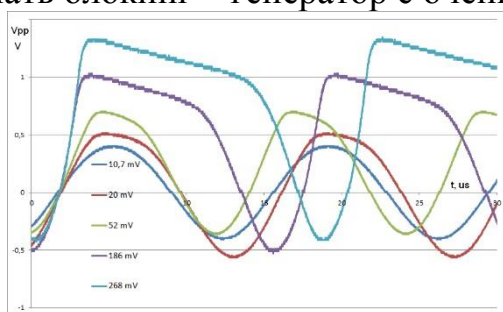


Рис.11. Осциллограммы выходного напряжения для различных значений входного напряжения.

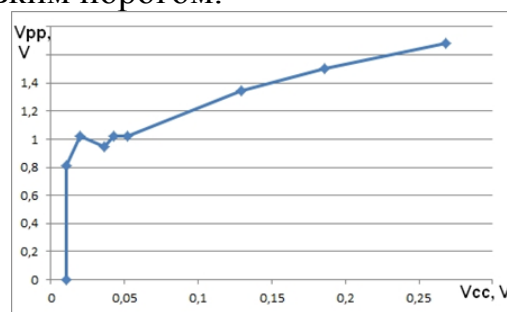


Рис.12. Зависимость размаха выходного напряжения от напряжения питания

Область применения блокинг- генератора на полевых транзисторах – повышение полученного от термоэлементов напряжения, которое при разности температур несколько градусов как раз и составляет десятки милливольт, а наш макет работает при напряжении питания с 10. 7 мВ. Это величина ЭДС термобатареи при разности температур буквально 1-2 градуса.

Заключение и выводы:

В данной работе исследованы различные методы преобразования энергии окружающего мира в электрическую.

1. Проведено исследование различных элементов преобразования света в электрическую энергию. Выбран оптимальный по цене и по мощности на площадь элемент.
2. С использованием солнечных элементов сделан работающий макет пульта без батарей. Показано, что использование такого пульта реально и оправдано даже в Московской области зимой.
3. Сделан рабочий прототип преобразователя вибрации колебательного типа, проведены тесты, получено напряжение на выходе более 1 В.
4. Сделан стенд для изучения свойств вибрационных генераторов. Исследованы частотные свойства виброгенераторов.
5. Сделан работающий прототип генератора для питания трекера для собак, проведено испытание на собаке, результат показывает, что энергии генератора достаточно для передачи одного смс в 20 минут.
6. Сделаны макеты блокинг- генераторов для повышения напряжения, показана возможность увеличения напряжения с 0.4 В и с 0.6 В.
7. Сделан макет блокинг – генератора на полевом транзисторе с PN переходом, показана возможность генерации начиная с напряжения питания 10.7 мВ.
8. Проведен анализ физических принципов преобразования энергии окружающего мира в электрическую, проведено тестирование различных способов преобразования полученной низковольтной энергии. Сделан вывод о необходимости замены батарей и аккумуляторов на «зеленые» источники.

Использованная литература:

1. Е. Алексеева Большие неприятности от маленьких батареек НГ 09.10.2012
2. Nancy Friedrich Energy harvesting is ready for the big time AD9361 Datasheet
3. Bolt-M01100X Power Cells pdf datasheet MicroGen Systems US
4. Fabrication and performance optimization of an AA size electromagnetic energy harvester using magnetic spring. Sensors, 2011 IEEE
5. Magnetic calculator <https://www.kjmagnetics.com/calculator.asp>
6. Ultra-Low-Voltage Input Power Converters Support Energy Harvesting, Linear Technology Datasheet LTC3108.
7. Туннельные диоды

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОЕМКОСТИ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ФТОРОПЛАСТА

Худяков В.В. молодой ученый, Баронин Г.С.

**ФГБОУ ВПО «Тамбовский государственный технический университет»,
НОЦ ТГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов**

Целью данного исследования было получение зависимости теплоемкости молекулярных полимерных композиционных материалов (ПКМ) от концентрации модификаторов. Объектами исследования являлись: фторопласт-4, фторопласт-4Д, сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ). В качестве модификаторов использовались: КоФП (кобальто-фторорганический порошок), нанофтор (высокодисперсный политетрафторэтилен), глауконит и графит. Полученные экспериментальные данные подтвердили предположение о корреляции зависимости теплоемкости от концентрации модификаторов с ранее проведенными исследованиями других теплофизических свойств. Обнаружена аномалия величины теплоемкости исследуемых ПКМ при малых концентрациях модификаторов, не соответствующая правилу аддитивности, что можно объяснить переходом полимерной системы из однофазной в многофазную.

Измерение теплоемкости c проводилось на модернизированном приборе ИТС-400 [1] и с помощью информационно-измерительной системы исследования процесса отверждения полимерных композитов [2]. Цилиндрические образцы диаметром 15 мм и высотой 8 мм взвешивались, затем помещались в измерительную ячейку, монотонно нагревались от 30 до 250 °С. Для подтверждения воспроизводимости результатов измерений теплоемкости c проводилось несколько измерений для каждого образца, не извлекая его из измерительной ячейки. Интервал между измерениями теплоемкости одного образца составлял 6 часов. На рисунке 1 приведены зависимости теплоемкости c от температуры t для полимерных систем: 1) Ф4 чистый; 2) Ф4+0,01 м.ч. КоФП; 3) Ф4+0,05 м.ч. КоФП; 4) Ф4+0,5 м.ч. КоФП.

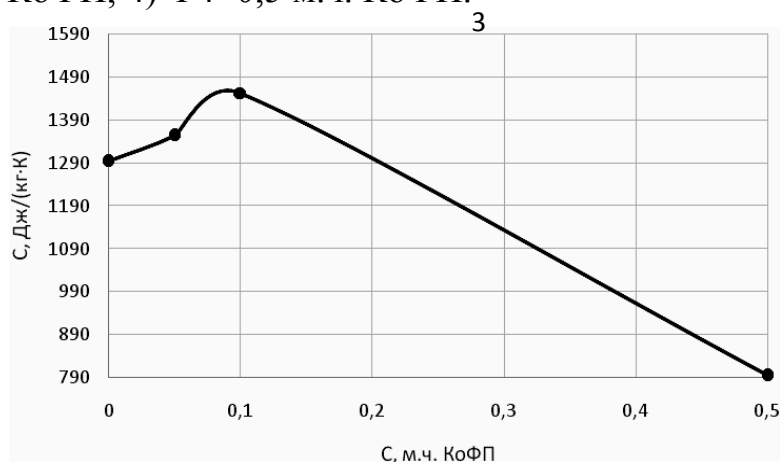


Рис. Зависимость теплоемкости c полимерного нанокompозита Ф-4+КоФП от концентрации C наполнителя КоФП при температуре $t=200^{\circ}\text{C}$.

Экстремальные концентрационные зависимости теплоемкости исследованных ПКМ свидетельствуют об однофазном и многофазном строении. Особенность изменения величины теплоемкости полимерного нанокompозита при малых концентрациях модифицирующих добавок и наличие точки экстремума подтверждают переход системы из однофазной структуры в двухфазную (спинодальный распад) и наоборот [3]. В этой точке наблюдается максимальная дисперсность модификаторов в полимерной матрице и максимальная гомогенность системы. Похожие физические механизмы формирования структуры наблюдались нами для полимерных смесей и сплавов, компоненты которых пребывают в наноструктурированном состоянии [4]. При переходе системы из однофазной к двухфазной (расплаивание) выделяющаяся фаза пребывает в высокодисперсном состоянии и образует термодинамически устойчивую систему с частицами, размер которых не превышает несколько десятков нанометров. Межфазный слой этой полимерной системы близок к критическим условиям и имеет значительную толщину, а межфазная поверхность велика. Высокорастворимая поверхность раздела фаз и наличие частиц нанометрового размера и приводит к экстремальному изменению теплоемкости полимерной системы в области малых добавок модификаторов, т. е. являются определяющими факторами.

Разница в энергетическом состоянии комбинированного нанокompозита, в сравнении с исходными полимерами обусловлена изменением теплоемкости c .

Список литературы:

1. Дивин, А.Г. Автоматизированная измерительная система для определения теплофизических характеристик полимерных материалов / А.Г. Дивин, С.В. Мищенко, С.В. Пономарев, Г.С. Баронин, А.Г. Ткачев, С.Н. Мочалин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008, Т. 74. № 8. – С. 42-45.
2. Дмитриев, О.С. Интегрированная информационно-измерительная система исследования свойств и расчета режимов отверждения полимерных композитов / О.С. Дмитриев, С.В. Мищенко, А.О. Дмитриев, И.С. Касатонов, С.О. Дмитриев // Вестник ТГТУ. – 2008, Т. 14. № 2. – С. 230-240.
3. Кулезнев, В.Н. Смесей полимеров. М.: Химия, 1980. 304 с.
4. 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.

Работа выполнена при финансовой поддержке со стороны Минобрнауки РФ в рамках базовой части Госзадания №2014/219, код проекта 2079, а также гранта Президента РФ поддержки ведущих научных школ НШ-2411.2014.3

УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ АЛЬМАНДИНОВ МЕСТОРОЖДЕНИЯ КИТЕЛЯ (ЮЖНАЯ КАРЕЛИЯ)

Ипполитов¹ В.Б., школьник, Ковальская² Т.Н.

¹- МОУ СОШ № 82, Черноголовка

²- ИЭМ РАН, Черноголовка

Актуальность: Как узнать условия формирования горных пород и минералов? Процесс формирования занимает от тысячи до нескольких миллионов лет, что несоизмеримо с человеческой жизнью. Поэтому существует два пути: либо моделировать экспериментально, либо с помощью различных методов изучения вещества реконструировать P и t образования. А после посещения г. Питкяранта я решил проанализировать сосуществующие минералы гранат и биотит и определить условия их образования.

Цель работы: изучив состав сосуществующих альмандинов и биотита, определить физико-химические условия образования альмандинов.

Были отобраны образцы, из которых позже были подготовлены аншлифы граната и биотитового сланца. Затем образцы были изучены на микросонде CamScan MV2300.

В лаборатории Физических методов ИЭМ РАН на электронном микроскопе были определены составы сосуществующих граната и биотита, а также составляющие биотитового сланца. На рис. 1, 2, 3 приведены электронные фотографии минералов биотита и гранатов.

На основе биотит-гранатового термометра (Перчук, Рябчиков, 1976) были рассчитаны температуры образования биотитовых сланцев с гранатом месторождения Кителя. Были посчитаны магнезиальности биотита и граната.

$$X_{Mg(Bi)} = Mg / (Mg + Fe)$$

Ранее исследователями было установлено, что с понижением t образования сосуществующих биотита и граната X Mg(Bi) возрастает, а граната - падает.

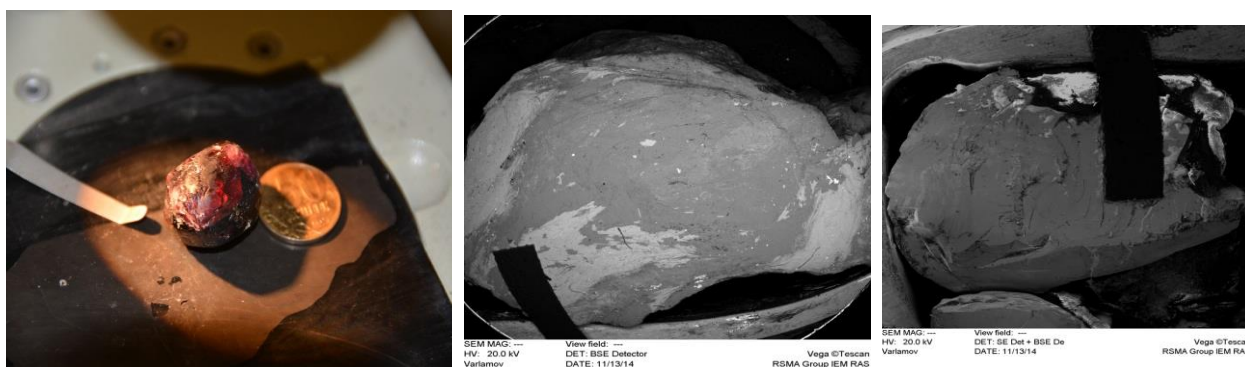


Рис.1,2,3. Минералы из гранат-биотитовых сланцев в естественном виде и в отраженных электронах.

Из литературных источников (Пеков и др., 2010) известно, что в состав биотитовых сланцев входит силлиманит, что позволяет сделать оценку давления при образовании питкьярантской свиты на основе диаграммы кианит-силлиманит-андалузит. Давление при образовании изучаемого парагенезиса составляло порядка 5-6 кбар.

Таблица 1. Составы сосуществующих биотитов и гранатов.

| Гранат | | | |
|--------------------------------|------------|------------------|-------------|
| | 6 анализов | | |
| Ox/elm | Wt. % | Elm | By elements |
| SiO ₂ | 37.35 | Si ⁴⁺ | 3.05 |
| TiO ₂ | 0.14 | Ti ⁴⁺ | 0.01 |
| Al ₂ O ₃ | 21.69 | Al ³⁺ | 2.05 |
| FeO | 33.5 | Fe ²⁺ | 2.40 |
| MgO | 3.46 | Mg ²⁺ | 0.43 |
| MnO | 2.92 | Mn ²⁺ | 0.21 |
| CaO | 0.79 | Ca ²⁺ | 0.07 |
| сумма | 99.35 | | 8.22 |
| X(Mg) | | | 0.14 |
| | | | |
| Биотит | | | |
| | 6 анализов | | |
| Ox/elm | Wt. % | Elm | By elements |
| SiO ₂ | 38.96 | Si ⁴⁺ | 2.85 |
| TiO ₂ | 1.83 | Ti ⁴⁺ | 0.10 |
| Al ₂ O ₃ | 20.80 | Al ³⁺ | 1.79 |
| FeO | 16.37 | Fe ²⁺ | 1.00 |
| MnO | 0.13 | Mn ²⁺ | 0.01 |
| MgO | 11.50 | Mg ²⁺ | 1.25 |
| Na ₂ O | 0.63 | Na ⁺ | 0.09 |
| K ₂ O | 8.40 | K ⁺ | 0.78 |
| сумма | 98.62 | | 7.87 |
| X(Mg) | | | 0.55 |

На основе гранат-биотитового термометра были рассчитаны температуры образования гранат-биотитового парагенезиса – 500-550 С.

Выводы:

1. В ходе работы над проектом был освоен микрозондовый метод определения состава вещества.
2. На основе полученных данных рассчитаны физико-химические условия образования гранатов (альмандинов) месторождения Кителя (Южная Карелия). - T=500-550С и P=5-6 кбар.

Список литературы:

1. Бетехтин А.Г. "Курс минералогии", Государственное Издательство геологической литературы, Москва, 1951, 542 с.
2. Пеков И.В., Власов Е.А., Герасимова Е.И. Питкьярантская учебная минералогическая практика. Учебно - методическое пособие . М ., МГУ , 2008, 60 с .
3. Перчук Л.Л., Рябчиков И.Д Фазовое соответствие в минеральных системах. Москва, "Недра", 1976 год, 287 стр.

СПОСОБЫ ВЫДЕЛЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ИЗ РУД

Александрова¹ М.А. школьник, Ковальская² Т.Н.

¹- МОУ СОШ № 82, Черноголовка

²- ИЭМ РАН, Черноголовка

В ходе геолого-культурологических экспедиций 2012-2014 гг. мы находили много минералов, являющихся сырьем для металлургии. В окрестностях г.Питкяранта в течение 60 лет добывались полиметаллические руды: сфалерит (руда на цинк), магнетит (руда на железо) и галенит (руда на свинец). Выделение чистых металлов – процесс трудоемкий. Во время переработки выделяются побочные продукты, химически довольно агрессивные, имеющие влияние на экологию.

ЦЕЛЬ работы - на практике осуществить выделение металла из руды.

Существуют три способа получения металлов. Пирометаллургия – восстановление металлов из руд при высоких температурах с помощью восстановителей. Гидрометаллургия – растворение природного соединения металла с последующим восстановлением его из раствора. Электрометаллургия – способ получения металла с помощью электрического тока.

В этом проекте речь пойдет о пирометаллургии.

Что такое руда?

Руда – это природное минеральное образование с таким содержанием металлов, извлечение которых считается экономически выгодным.

Типы металлических руд.

Окисленные руды, сульфидные руды, самородные элементы, гидроокислы, соли.

Эксперименты.

Выделение железа из магнетита.

Получение сернистой кислоты и железа из пирита.

Получение чистого железа из магнетита с помощью алюминия.

Стартовые материалы и оборудование: магнетит, порошок алюминия, алуновое тигель, высокотемпературная печь КО-14.

Образец магнетита был очищен от примесей кальцита с помощью соляной кислоты, затем измельчен в нефритовой ступке до порошкообразного состояния.

Полученный порошок смешали с алюминиевой стружкой и поместили на 1 час в высокотемпературную печь при температуре 1100 градусов Цельсия. Выделение чистого железа происходило согласно уравнению: $Fe_2O_3 + 2Al = Al_2O_3 + 2Fe$.

Выделение железа из пирита.

Стартовые материалы и оборудование: пирит, газоотводная трубка, индикаторная бумага, пробирка с водой, химическая посуда. Пирит был измельчен до порошкообразного состояния и помещен в колбу с газоотводной

трубкой. Колбу подвергли нагреванию. Конец газоотводной трубки был помещен в стакан с водой. Через 10 мин. Началось выделение газа с резким неприятным запахом. Это сернистый газ. При пропускании газа через воду образуется сернистая кислота. Индикаторная бумага, опущенная в этот стакан, доказала наличие кислоты.

Сернистый газ.

Сернистый газ (оксид серы) – это бесцветный газ, имеющий в нормальных условиях резкий характерный запах. Сернистый газ растворим в воде, при этом образуется нестойкая сернистая кислота. Сернистый газ обладает сильным токсическим свойством. Сернистый газ в атмосфере препятствует фотосинтезу растений. Город Карабаш и его окрестности – старейший Уральский горнорудный район. В XX веке сернистый газ просто выделялся в атмосферу. На сегодняшний день Карабаш – самый грязный город планеты.

Выводы:

1. В ходе работы над проектом я изучила основные способы получения чистых металлов из их солей и оксидов.
2. На практике осуществила эти химические превращения.
3. Показано влияние сульфидных руд на экологию.

Список литературы:

1. Гольдман Г.М., Зеликман А.Н. Теория гидрометаллургических процессов. М., Металлургия, 1993. 400 с.
2. Глинка Н.Л. Общая химия. Л., Химия, 1985. 702 с.
3. Экспериментальная и техническая петрология. М., Научный мир. 2000. 416 с.

ГРАНИЧНАЯ СМАЗКА В МАШИНАХ И МЕХАНИЗАХ

Буяновский И.А.

ИМАШ РАН, Москва

В настоящее время, когда имеется отчётливая тенденция к ужесточению условий работы смазанных узлов трения, вызванного, в частности, миниатюризацией этих узлов (вплоть до создания микро- и наноэлектромеханических систем), обеспечение жидкостной смазки которых весьма затруднительно, особенно актуально повышение эффективности процессов граничной смазки, что, в первую очередь, требует более полных представлений о механизме трения при граничной смазке.

Граничные слои по своим свойствам (механическим, электрическим, оптическим,) резко отличаются от смазочной среды в объёме. Времена молекулярной диффузии и релаксации на много порядков превышают значения соответствующих времен для жидкости в объёме. Характерна анизотропия этих свойств: модуль сжатия граничных слоёв на много порядков превышает модуль

их сдвига, причём модуль сжатия (как и модуль упругости граничного слоя) растёт по мере уменьшения толщины этого слоя при практически постоянном модуле сдвига. Строение и свойства граничного слоя позволяют рассматривать его как квазитвёрдое, квазикристаллическое тело, обладающее истинной упругостью (для него выполняется закон Гука). Коэффициент Пуассона граничных слоев близок к 0,5 (то есть они деформируются без изменения объёма). Граничные слои отличает аномальная *вязкость*: при достаточно малых их толщинах (3...10 молекулярных слоёв) вязкость жидкости скачкообразно увеличивается, заметно превышая вязкость среды в объёме, причём наблюдается чётко выраженная граница между граничным слоем и объёмом жидкости. Подавляющее большинство современных исследователей, в соответствии с точкой зрения Харди и др., полагают, что граничные слои представляют собой высокоупорядоченные пленки, имеющие слоистое строение [1-3].

Проведённые за последние десятилетия исследования с использованием современного оборудования, позволяющего производить измерения на уровне единичных молекул, а также применение компьютерного моделирования и метода молекулярной динамики, показали применительно к трению атомарно гладких поверхностей в ряде модельных смазочных сред, что в процессе трения граничный слой - в зависимости от нагрузки на фрикционный контакт, температуры и скорости относительного перемещения трущихся тел – приобретает различные типы упорядоченных, частично упорядоченных или полностью разупорядоченных состояний (квазитвёрдое, квазизидкое, частично аморфизированное), что влечёт за собой изменение характера коэффициента трения и его величины. При этом реализуются динамические фазовые переходы между этими состояниями. Так, происходит переход от «затвердевания» граничного слоя в тяжело нагруженном контакте к его «сдвиговому плавлению» при превышении тангенциальными напряжениями предела текучести, что отражается в скачкообразном изменении коэффициента трения без разрушения граничного слоя [4-6]. С другой стороны, фрикционный контакт при граничной смазке представляет собой микропору с подвижной стенкой, а условием существования граничного слоя, разделяющего трущиеся поверхности, является механическое равновесие нормального давления в контакте и противодействия в смазочном слое, которое оценивают интегрированием уравнения Пойнтинга из условий равновесия смазочного слоя и газовой среды.

Отметим, что корректные инженерные расчёты узлов трения, функционирующих в режиме граничной смазки, до сих пор не разработаны, так что подбор оптимальных смазочных композиций производится, главным образом, опытным путём или на основе полуэмпирических критериев. Комплексное воздействие многочисленных факторов и одновременное – порой синергетическое, порой конкурентное прохождение ряда процессов, механизм которых не до конца ясен, делает весьма трудным не только создание инженерной методики расчёта узлов трения, работающих при граничной смазке, но и существенно затрудняет выбор смазочных материалов для узлов трения на стадии их проектирования. Тем не менее, стимулируемый прогрессом техники

возросший интерес к проблеме граничной смазки, появление вследствие этого ряда перспективных попыток теоретического описания этого процесса, а также значительный прогресс экспериментальной техники (в частности, появление в последние десятилетия испытательного оборудования нового поколения, уже в настоящее время позволившего получить важную информацию о структуре граничных слоёв и об их свойствах) - дают основание ожидать в ближайшее время выявления механизма граничной смазки, а затем, разработки на основе этого механизма, с одной стороны, инженерных методов расчёта узлов трения при граничной смазке, а с другой – создания новых высокоэффективных методов обеспечения оптимальных характеристик трибологического процесса при граничной смазке для различных условий эксплуатации машин и механизмов.

Список использованной литературы:

1. Ахматов А.С. Молекулярная физика граничного трения. – М.: Физматгиз, 1963, 472 с.
2. Буяновский И.А., Захаров С.М. – В кн.: Трение, износ и смазка/под общ. ред. А.В.Чичинадзе. – М.: Машиностроение, 2003, с. 184-248.
3. Буяновский И.А. – В кн.: Современная трибология: Итоги и перспективы/ под ред. К.В.Фролова – М.: Издательство ЛКИ, 2008, с. 226-296.
4. Ляшенко Я.А., Хоменко А.В., Метлов Л.С.//Трение и износ, 2011, т. 32, №2, с. 157-170.
5. Bhushan B, Israelashvili J., Landman U.//Nature, 1995, Vol. 374, p. 607-616.
6. Годлевский В.А. Кузнецов С.А., Березина Е.В. – В кн.: Вестник Ивановского государственного энергетического университета. 2010. Вып. 4. С. 92–96.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ

| Ф.И.О. участника | Номер страницы | Ф.И.О. участника | Номер страницы |
|-------------------------|---------------------------|-------------------------|---------------------------|
| Александрова М.А. | 131 | Лугинина М.А. | 98 |
| Аверичев О.А. | 93 | Левинский Ю.В. | 15 |
| Акопджанян Т.Г. | 67 | Маринин Е.А. | 44 |
| Балаян Г.В. | 114 | Малахов А.Ю. | 103 |
| Бодян А.Г. | 32 | Маркидонов А.В. | 54 |
| Богданова Е.С. | 121 | Ноняк Д.В. | 58 |
| Буяновский И.А. | 132 | Нурсаинов И.Н. | 101 |
| Воронин Н.В. | 111 | Озеров М.С. | 45 |
| Воротыло С. | 119 | Подголин С.К. | 57 |
| Гусев М.П. | 46 | Полуэктов В.Л. | 107 |
| Дремин А.А. | 121 | Проценко И.Г. | 94 |
| Ершов В.А. | 96 | Петров Е.В. | 61 |
| Жеребцов С.В. | 14 | Рахимова А.Ж. | 21 |
| Закусиллов В.В. | 77 | Санин В.В. | 83 |
| Ипполитов В.Б. | 129 | Суворов Д.С. | 22 |
| Касаткин Д.Д. | 80 | Сычев М.И. | 109 |
| Карпов С.В. | 90 | Собольков А.В. | 51 |
| Кочетов Н.А. | 68 | Турганов З.Т. | 82 |
| Константинов А.С. | 67 | Терещенко А.Н. | 87 |
| Ковалев И.Д. | 30 | Титов Н.В. | 118 |
| Кондаков А.А. | 18 | Тарасов А.Г. | 24 |
| Криницын М.Г. | 33 | Уваров С.В. | 27 |
| Колесникова Ю.Ю. | 39 | Урванцев М.В. | 121 |
| Кочетков Р.А. | 64 | Фрейман В.М. | 75 |
| Копичников А.В. | 105 | Хайдаров Б.Б. | 29 |
| Кобзев Д.Е. | 106 | Хренов Д.С. | 73 |
| Левашов Е.А. | 10 | Хина Б.Б. | 11 |
| Лукьянова О.А. | 117 | Худяков В.В. | 127 |
| Литовченко Н.В. | 42 | Щукин А.С. | 36, 71 |
| Лебедев Д.Н. | 49 | Яцюк И.В. | 16 |

ISBN 978-5-9907575-0-9

Научное издание

**ХIII 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 Самойлов И.П.

Подписано в печать 22.11.2015г., бум. кн.-журн.,
гарнитура Таймс, объем 8,3 усл.-печ. листов,
тираж 100 экз., заказ №1157

Изд-во: ООО "Принт"

117405, г. Москва, ул. Дорожная, 60Б, оф.205.