

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



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

**Сборник материалов**

**22-24 ноября 2017 г.**

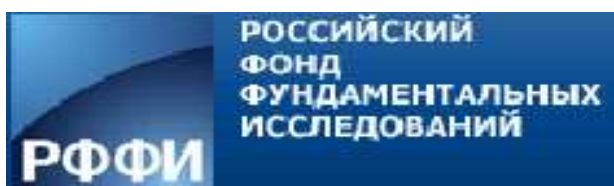
**Черноголовка – 2017**



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



**Школа проводится при финансовой поддержке:**



**Спонсор:**



XV Всероссийская с международным участием школа – семинар по структурной макрокинетике для молодых ученых имени академика А.Г. Мержанова. Черноголовка. 22-24 ноября 2017г. / Сборник материалов. - Черноголовка, ИСМАН. - 2017. - 167с.

ISBN 978-5-9907575-2-3

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

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

© Авторы публикаций, 2017

© Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения

им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, 2017

ISBN 978-5-9907575-2-3



## Состав оргкомитета

### Ректор Школы – семинара

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

### Председатель Оргкомитета:

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

### Секретарь Оргкомитета:

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

С.М. Алдошин - академик, директор ИПХФ РАН (Черноголовка)  
А.Л. Бучаченко - академик, и.о. председателя НЦЧ РАН (Черноголовка)  
И.П. Боровинская - д.х.н., профессор (Черноголовка)  
В.М. Бузник - академик, руководитель Инновационно-технологического центра РАН (Москва)  
В.В. Грачев - к.ф.-м.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)  
С.А. Губин - д.ф.-м.н., профессор, зав. лаб. МИФИ (Москва)  
В.Л. Данилов - д.т.н., профессор МГТУ им. Н.Э. Баумана (Москва)  
О.В. Егоров - глава муниципального образования «Городской округ 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 ТГТУ (Тамбов)  
Д.В. Кузнецов - к.т.н., зав. кафедрой НИТУ «МИСиС» (Москва)  
С.Т. Милейко - д.т.н., г.н.с. ИФТТ РАН (Черноголовка)  
С.А. Моргачева - зам. председателя НЦЧ РАН (Черноголовка)  
М.Ю. Романовский - начальник Управления координации и обеспечения деятельности организаций в сфере науки, ФАНО России (Москва)  
Л.С. Стельмах - д.т.н., вед.н.с. ИСМАН (Черноголовка)  
А.Е. Сычев - к.т.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)  
В.Н. Санин - д.т.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)  
М.Р. Филонов - д.т.н., профессор, проректор НИТУ «МИСиС» (Москва)

### Программный комитет:

Председатель:

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

Г.С. Баронин - профессор, руководитель, НОЦ ТГТУ-ИСМАН (Тамбов)  
С.И. Дворецкий - д.ф.-м.н., профессор, проректор ТГТУ (Тамбов)  
Д.О. Завражин - к.т.н., начальник отдела научно-технических программ ТГТУ (Тамбов)  
В.Н. Санин - д.т.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)  
Н.Ф. Шкодич - к.ф.-м.н., руководитель аспирантуры ИСМАН (Черноголовка)  
В.И. Юхвид - д.т.н., профессор, зав. лаб. ИСМАН (Черноголовка)

### Рабочий комитет:

О.Н. Козырева - начальник АХО (Черноголовка, ИСМАН)  
М.В. Михеев - м.н.с. (Черноголовка, ИСМАН)  
О.А. Аверичев - м.н.с. (Черноголовка, ИСМАН)  
А.П. Чижиков - аспирант (Черноголовка, ИСМАН)  
П.А. Столин - инженер (Черноголовка, ИСМАН)  
А.С. Константинов - аспирант (Черноголовка, ИСМАН)

**XV Всероссийская с международным участием Школа-семинар по  
структурной макрокинетике для молодых ученых имени  
академика А.Г. Мержанова**

**Программа**

**Среда, 22 ноября 2017г.**

**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** **Боровинская Инна Петровна**, профессор, д.х.н. (ИСМАН, Черноголовка). От открытия к промышленному производству (приглашенная лекция).

**11:15** **Колобов Юрий Романович**, д.ф.-м.н., профессор МГУ, научный руководитель научно-образовательного и инновационного центра «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» НИУ «БелГУ», (НИУ «БелГУ», Белгород). Структура и свойства поверхностно-модифицированных обычных и СВС металлических материалов (приглашенная лекция).

**12:00 Кофе-брейк**

**12:15** **1. Турганов<sup>1</sup> З.Т.** молодой ученый, **Фоменко<sup>1</sup> С.М.** Дильмухамбетов<sup>2</sup> Е.Е, Ермолаев<sup>2</sup> В.Н. (<sup>1</sup>- The Institute of Combustion Problems, Almaty, Kazakhstan; <sup>2</sup>- Kazakh National Agrarian University, Almaty, Kazakhstan). СВС в системе оксид кремния – алюминий с участием нанопорошков металлов, подвергнутых электронному облучению.

**2. Галышев<sup>1</sup> С.Н.** молодой ученый, **Зарипов<sup>1</sup> Н.Г.**, **Столин<sup>2</sup> А.М.**, **Бажин<sup>2</sup> П.М.** (<sup>1</sup>- УГАТУ, Уфа; <sup>2</sup>- ИСМАН, Черноголовка). Термическая обработка СВС-материалов системы Ti-Al-C.

**3. Яцюк<sup>1</sup> И.В.** аспирант, **Погожев<sup>1</sup> Ю.С.**, **Новиков<sup>1</sup> А.В.**, **Левашов<sup>1</sup> Е.А.**, **Кочетов<sup>2</sup> Н.А.**, **Ковалев<sup>2</sup> Д.Ю.** (<sup>1</sup>-НИТУ «МИСиС», Москва; <sup>2</sup>-

ИСМАН, Черноголовка). Получение высокотемпературной керамики на основе борида циркония и карбида кремния методами СВС и горячего прессования.

**4. Болоцкая А.В.** аспирант, Константинов А.С., Бажин П.М., Столин А.М. (ИСМАН, Черноголовка). Влияние нанодобавок на скорость и температуру горения материалов на основе TiB-30%Ti.

**5. Хайдаров Б.Б.** аспирант, Суворов Д.С., Абрамов А.К., Мазов И.Н., Марушина А.А., Жукова П.А., Кузнецов Д.В. (НИТУ «МИСиС», Москва). Разработка метода получения тонкодисперсных вяжущих материалов на основе доменных гранулированных шлаков с применением аппарата вихревого слоя.

**6. Кислов В.М., Салганский Е.А., Цветков М.В.** молодой ученый, Цветкова Ю.Ю. (ИПХФ РАН, Черноголовка). Влияние катализаторов на выход продуктов газификации древесины.

**7. Гомзин И.И.** магистрант, Караваева М.В., Абрамова М.М., Зарипов Н.Г. (УГАТУ, Уфа). Исследование влияния интенсивной пластической деформации кручением на структуру и свойства высокоуглеродистой стали.

**8. Дутов М.Н.** аспирант, Саблин Ю.Ю., Корендясев С.П. (ТГТУ, Тамбов). Синтез наноструктурных материалов в низкотемпературной плазме.

**9. Мингазов А.И.** аспирант, Коновалихин С.В., Ковалев Д.Ю. (ИСМАН, Черноголовка). Ab initio расчёты стабильности и структуры MAX фаз в системе Ti-Al-C-B.

**10. Yelemessova<sup>1,2</sup> Zh.K., Pustovalov<sup>1,2</sup> I.A., Kamunur<sup>1,2</sup> K., Shen<sup>3</sup> R.** (<sup>1</sup>- Al-Farabi Kazakh National University, Almaty; <sup>2</sup>- Institute of Combustion Problems, Almaty; <sup>3</sup>- Nanjing University of Science and Technology, China). Research of the colorful pyrotechnic compositions based on binders with various color scale

**14:00 Обед**

**Вечернее заседание**

**14:30 1. Прилипко С.Ю.** молодой ученый, Ткач В.И. (ДонФТИ, Донецк) Интенсификация синтеза манганитов при помощи холодного изостатического прессования.

**2. Ручкина В.С.** магистр, **Белянкина А.К.** студент, Кузина А.А. (Самарский университет, Самара). Получение нанопорошковых лигатур Al-AlN для модифицирования алюминиевых сплавов.

**3. Филатов И.С., Буренина А.И.** студент, Черкасова А.С. студент, Саганов Ю. А., магистрант (ТГТУ, Тамбов). Получение пористых связок системы «медь-железо-олово» и исследование влияния химического состава на пористость.

- 4. Ботвина<sup>1</sup> О.И.** магистрант, Щербаков<sup>2</sup> В.А., Грядунов<sup>2</sup> А.Н. (<sup>1</sup>- НИТУ «МИСиС», Москва; <sup>2</sup>- ИСМАН, Черноголовка). Получение методом СВС-компактирования композитов на основе боридов переходных металлов и их свойства.
- 5. Ахмедова Л.Р.** студент, Болоцкая А.В., Шоломова А.В., Титова Ю.В. (СамГТУ, Самара). Получение порошка AlN по азидной технологии СВС.
- 6. Марушина А.А.** студент, Юдинцева Т.И., Хайдаров Б.Б., Суворов Д.С., Шерстобитова Е.С., Кузнецов Д.В. (НИТУ «МИСиС», Москва). Синтез и исследование нанопорошков гексаферрита стронция, полученных методом распылительного пиролиза.
- 7. Салтыкова<sup>1</sup> Я.С.** магистрант, Хайдаров<sup>1</sup> Б.Б., Суворов<sup>1</sup> Д.С., Ярушина<sup>2</sup> Т.В., Аксельрод<sup>2</sup> Л.М., Кузнецов<sup>1</sup> Д.В. (<sup>1</sup>- НИТУ «МИСиС», Москва; <sup>2</sup>- ООО «Группа «Магнезит», Сатка). Исследование влияния УНТ на прочностные свойства огнеупоров состава MgO-C.
- 8. Малахов<sup>1</sup> А.Ю.** молодой ученый, Сайков<sup>1</sup> И.В., Денисов<sup>1</sup> И.В., Николаенко<sup>1</sup> П.А., Первухин<sup>2</sup> Л.Б. (<sup>1</sup>- ИСМАН, Черноголовка; <sup>2</sup>- ЦНИИЧермет, Москва). Влияние режимов и экспериментальных схем сварки взрывом на получение двухслойных трубных заготовок
- 9. Жадяев<sup>1</sup> А.А.** студент, Новиков<sup>1</sup> В.А., Романова<sup>1</sup> Е.В., Фирсова<sup>1</sup> И.А. (СамГТУ, Самара). Одностадийный синтез методом растворного СВС наноразмерных порошков состава Cu-Cr-O и Ni-Cr-O и исследование их каталитической активности в реакции окисления монооксида углерода.
- 10. Жукова П.А.** студент, Д.С. Муратов, Д.Ю. Карпенков, Д.С. Суворов, Б.Б. Хайдаров, Д.В. Кузнецов (НИТУ «МИСиС», Москва). Синтез и исследование пластинчато-тонких трисульфидов титана и циркония.
- 11. Санин<sup>1</sup> В.В., Аникин<sup>1</sup> Ю.А., Филонов<sup>1</sup> М.Р., Юхвид<sup>2</sup> В.И., Икорников<sup>2</sup> Д.М.** (<sup>1</sup>- НИТУ «МИСиС», Москва; <sup>2</sup>- ИСМН, Черноголовка). СВС литого сплава 70Cu/30Fe и комбинированный способ его получения с субмикронными структурными составляющими.
- 12. Захаров А.А.** студент, Кирюханцев-Корнеев Ф.В. (НИТУ «МИСиС», Москва). Структура и свойства покрытий TiAlNiCN, полученных методом магнетронного распыления с применением СВС-катодов.
- 13. Батқал А.Н., Темирланова Г.К., Абдулкаримова Р.Г.** (Казахский Национальный Университет имени аль-Фараби, Казахстан, Алматы). Получение тугоплавких порошковых материалов на основе диборида циркония из борсодержащего минерального сырья республики Казахстан.
- 14. Захаров А.А.** студент, Кирюханцев-Корнеев Ф.В. (НИТУ «МИСиС», Москва). Структура и свойства покрытий TiAlNiCN, полученных методом магнетронного распыления с применением СВС-катодов.

**Четверг, 23 ноября 2017 г.**

**Утреннее заседание**

**10:00 Шляпин Сергей Дмитриевич**, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Материаловедение и технология обработки материалов» (МАИ, Москва). Особенности получения, структура и свойства дисперсно-упрочненного материала Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на основе наноразмерного порошка марки ПАП-2 (приглашенная лекция).

**10:40 Хина Борис Борисович**, д.ф.-м.н., г.н.с. (ФТИ НАН Беларуси, Минск). Термодинамические модели конденсированных фаз в материаловедении (приглашенная лекция).

**11:10 Иевлев Валентин Михайлович**, профессор академик РАН (ВГУ, Воронеж). Тонкие пленки в развитии представлений о размерном эффекте структуры и свойств неорганических материалов.

**11:50 Кофе-брейк**

**12:00 1. Галлямова Р.Ф.** магистрант, Мусин Ф.Ф., Дударева Н.Ю., Зарипов Н.Г. (УГАТУ, Уфа). Исследование структуры и свойств покрытий, полученных методом микродугового оксидирования на сплавах АК4-1 и АК12Д.

**2. Суворов Д.С.** аспирант, Б.Б. Хайдаров, И.Н. Мазов, П.А. Жукова, Я.С. Салтыкова, А.К. Абрамов, В.В. Горчаков, Марушина А.А., Д.В. Кузнецов (НИТУ «МИСиС», Москва). Оптимизация и исследование процесса получения бесклинкерных вяжущих на основе доменных гранулированных шлаков с использованием аппарата типа ВЭГ.

**3. Кондаков А.А.,** Студеникин И.А., Линде А.В., Грачев В.В. (ИСМАН, Черноголовка). Горение тройной системы Ti-Al-N.

**4. Уварова И.А.** студент, Болоцкая А.В., Шоломова А.В., Титова Ю.В. (СамГТУ, Самара). Получение порошка нитрида алюминия марки СВС-Аз для приготовления композита Al-AlN.

**5. Чижиков А.П.** аспирант, Бажин П.М., Столин А.М. (ИСМАН, Черноголовка). Электроискровые покрытия, полученные керамическими СВС-электродными материалами с наноразмерной структурой.

**6. Лоскутова А.Д., Шипилов А.А.** студент (ТГТУ, Тамбов). Порошковые композиты с изменяющимся температурным коэффициентом сопротивления.

**7. Икорников Д.М.** молодой ученый, Андреев Д.Е., Санин В.Н., Юхвид В.И. (ИСМАН, Черноголовка). Роль легирования скандием жаропрочного сплава на основе алюминиды титана в режиме горения из оксидного и фторидного сырья.



**8. Гордеев<sup>1,2</sup> М.С.** магистрант, Галышев<sup>2</sup> С.Н., Зарипов<sup>2</sup> Н.Г., Бажин П.М., Столин А.М. (УГАТУ, Уфа). Создание металло-интерметаллидных слоистых композиционных материалов системы Ti-TiAl методом свободного СВС-сжатия.

**9. Строганова<sup>1</sup> Т.Г.** школьник, Покидов<sup>2</sup> А.П., Классен<sup>2</sup> Н.В. (Ломоносовский лицей, Ногинск) <sup>2-</sup> ИФТТ РАН, Черноголовка). Особенности динамического формирования микроволокон из суспензий полимеров и наночастиц центрифугированием.

**10. Варпетян<sup>1</sup> А.** школьник, Классен<sup>2</sup> Н.В. (<sup>1-</sup> МОУ СОШ №2, Ногинск; <sup>2-</sup> ИФТТ РАН, Черноголовка). Образование и поведение наноматериалов в биосистемах.

**11. Салганская Я.Е.** школьник, Классен Н.В. (<sup>1-</sup>МОУ СОШ № 82, Черноголовка; <sup>2-</sup> ИФТТ РАН, Черноголовка). Преобразования биоматериалов лазерными, электрическими и биологическими воздействиями.

**12. Покидов А.П.** молодой ученый, Классен Н.В. (ИФТТ РАН, Черноголовка). Особенности оптических свойств микроволоконных сцинтилляторов из наночастиц и полимеров.

**13. Ковалев И.Д.** молодой ученый, Коновалихин С.В., Мингазов А.И. (ИСМАН, Черноголовка). Исследование изменений структурных характеристик карбида бора методом высокотемпературной рентгенографии.

**14. Спабекова А.С.** молодой ученый, Абдулкаримова Р.Г., Сейдуалиева А., Камунур К. (Казахский Национальный Университет им. аль-Фараби ГКП Институт проблем горения, Казахстан). Синтез тугоплавких порошковых материалов на основе бориды хрома в режиме горения.

**15. Вдовин<sup>1</sup> Ю.С.** аспирант, Амосов<sup>2</sup> Е.А. (1- ИСМАН, Черноголовка; <sup>2-</sup> СамГТУ, Самара). Исследование структуры алюминиевого сплава 6082 после литья и прессования ультразвуковым методом.

**16. Гончаров<sup>1,2</sup> Е.А.** студент, Глазов<sup>2</sup> С.В., Кислов<sup>2</sup> В.М., Салганская<sup>2</sup> М.В. (<sup>1-</sup> МГУ, Москва; <sup>2-</sup> ИПХФ РАН, Черноголовка). Окислительная конверсия продуктов газификации древесины.

**14:00 Обед**

**Вечернее заседание**

**14:30 1. Константинов А.С.** аспирант, Бажин П.М., Столин А.М. (ИСМАН, Черноголовка). Исследование строения и свойств наплавленного слоя, полученного методом электродуговой наплавки СВС-электродами на основе TiV-Ti.

**2. Дружинина М.Э.** студент, Лучникова Г.Г., Суворов Д.С., Хайдаров Б.Б., Кузнецов Д.В. (НИТУ «МИСиС», Москва). Исследование шлакоцементного вяжущего, полученного с применением магнитно-

индукционного помола.

**3. Абзалов<sup>1,2</sup> Н.И.** магистрант, Кочетков<sup>1</sup> Р.А., Сеплярский<sup>1</sup> Б.С. (<sup>1</sup>- ИСМАН, Черноголовка; <sup>2</sup>- УГАТУ, Уфа). Исследование закономерностей горения порошковых и гранулированных смесей Ti-S-Ni насыпной плотности.

**4. Шкодич<sup>1,2</sup> Н.Ф.** молодой ученый, Рогачев<sup>1,2</sup> А.С., Вадченко<sup>1</sup> С.Г., Ковалев<sup>1</sup> И.Д., Ковалев<sup>1</sup> Д.Ю., Непапушев<sup>2</sup> А.А. (<sup>1</sup>- ИСМАН, Черноголовка; <sup>2</sup>- НИТУ «МИСиС», Москва). Металлические стекла Cu50Ti50, полученные высокоэнергетической механической обработкой: формирование аморфных структур и их последующая кристаллизация при нагреве).

**5. Щербаков А.В.** молодой ученый, Щербаков В.А. (ИСМАН, Черноголовка). Кинетика высокотемпературного взаимодействия титана и графита при ЭТВ под давлением.

**6. Тарасов А.Г., Студеникин И.А., Баринов Ю.Н., Карозина Ю.Н.** студент (ИСМАН, Черноголовка). Выявление последовательности превращений при горении порошковых смесей титана и бора в спутном потоке азота.

**7. Ряшенцев В.В.** студент, Ильин Н.А. (ТГТУ, Тамбов). Формирование физико-механических свойств наномодифицированного АБС-сополимера в условиях пластического деформирования с дополнительным СВЧ-воздействием.

**8. Филатов И.С., Буренина А.И.** студент, **Черкасова А.С.** студент, Саганов Ю.А., магистрант (ТГТУ, Тамбов). Особенности получения плотных связей системы BrO10-Sn-Fe методом порошковой металлургии.

**9. Дутов М.Н., Армянинов И.С.** студент (ТГТУ, Тамбов). Дериватографическая методика исследования синтезированных наноструктурных материалов.

**10. Лоскутова А.Д.** студент (ТГТУ, Тамбов). Исследование свойств композита железо – карбид вольфрама.

**11. Савельев<sup>1,2</sup> А.С.** магистрант, Бажин<sup>1</sup> П.М., Столин<sup>1</sup> А.М. (<sup>1</sup>- ИСМАН, Черноголовка; <sup>2</sup>- ВлГУ, Владимир). Зависимости характеристик горения от относительной плотности материала состава TiC-Co-W.

**12. Подлесный Д.Н.** аспирант, Зайченко А.Ю., Салганская М.В., Цветков М.В., Салганский Е.А. (ИПХФ РАН, Черноголовка). Фильтрационное горение высокодисперсного угля в реакторе-газификаторе плотного слоя.

**13. Афонин А.В.** молодой ученый (Самарский университет, Самара). Исследование режимов получения слоистых композитных полос из алюминия, армированных частицами интерметаллидов Al<sub>3</sub>Ti методом горячей прокатки.

**14. Казмухамбетова<sup>1</sup> З.М.** магистрант, Вершинников<sup>2</sup> В.И., Ковалев<sup>2</sup>

Д.Ю. (1- НИТУ «МИСиС», Москва; 2- ИСМАН, Черноголовка). СВС с восстановительной стадией материала на основе МАХ фазы  $Ti_2AlC$ .

**15. Акопджанян Т.Г.** аспирант, Боровинская И.П. (ИСМАН, Черноголовка). Синтез оксинитрида алюминия в режиме сопряженных СВС процессов.

**16. Чеклов С.А.** студент, Боброва Д.О., Бороненко М.П., Гуляев П.Ю. (Югорский государственный университет, Ханты- Мансийск). Получение композиционных материалов методом СВС на основе системы Al-FeO-TiC.

#### **17:00 Кофе-брейк**

**17:30** Спорт. Командный розыгрыш кубка имени академика А.Г. Мержанова по настольному теннису.

**Пятница, 24 ноября 2017 г.**

#### **Утреннее заседание**

**10:00 Санин Владимир Николаевич**, д.т.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка). Химико-технологические аспекты получения литых материалов на основе полиметаллических сплавов в режиме фронтального горения (приглашенная лекция).

**10:45 Баронин Геннадий Сергеевич**, д.т.н., профессор, руководитель НОЦ ТГТУ-ИСМАН (ТГТУ, Тамбов). Формирование структурно-механических свойств наномодифицированных сверхвысокомолекулярных полиэтиленов в условиях твердофазных технологий (приглашенная лекция).

**11:10 Григорович Константин Всеволодович**, чл.-корр. РАН, профессор, заведующий лабораторией (ИМЕТ РАН, Москва). Методы анализа порошков и градиентных материалов и их современное развитие (приглашенная лекция).

#### **11:40 Кофе-брейк**

**12:00 1. Хачатурова Т.А.** молодой ученый (ДонФТИ, Донецк). Контакты с обкладками из ферромагнитных материалов

**2. Курилкин В.В.** студент, Сайков И.В., Малахов А.Ю., Щукин А.С. (ИСМАН, Черноголовка). Применение барьерного слоя в биметалле «нержавеющая сталь+титан».

- 3. Лапаева А.С.** студент, Галышев С.Н. (УГАТУ, Уфа). Анализ фазовых превращений в системе Al-Ti методом ДСК.
- 4. Лучникова Г.Г.** студент, Дружинина М.Э., Суворов Д.С., Хайдаров Б.Б., Кузнецов Д.В. (НИТУ «МИСиС», Москва). Исследование вяжущих материалов на основе доменного гранулированного шлака и силиката натрия.
- 5. Павлов А.А.** студент (НИТУ «МИСиС», Москва). Получение металл-углеродной системы C-Co-Ru методом ИК-пиролиза и исследование ее свойств.
- 6. Терещенко А.Н.** молодой ученый (ИФТТ РАН, Черноголовка). Исследование поликристаллических SiC структур с аномально высокой интенсивностью люминесценции.
- 7. Созина<sup>1,2</sup> В.Е.,** Галышев<sup>2</sup> С.Н., Зарипов<sup>2</sup> Н.Г., Бажин<sup>2</sup> П.М., Столин<sup>2</sup> А.М. (<sup>1</sup>- ИСМАН, Черноголовка; <sup>2</sup>- УГАТУ, Уфа). Влияние количественного соотношения исходных компонентов и термической обработки на структуру СВС-материалов системы Ti-Al-C.
- 8. Урванцев<sup>1</sup> М.В.** школьник, Богданова<sup>2</sup> Е.С. школьник, Комаров<sup>1</sup> А.Е. школьник (<sup>1</sup>-МОУ СОШ № 82, Черноголовка; <sup>2</sup>- МОУ СОШ №75, Черноголовка). Бипедальная робоплатформа - основа для экзоскелета и транспортера.
- 9. Богданова<sup>1</sup> Е.С.** школьник, Урванцев<sup>2</sup> М.В. школьник, Комаров<sup>2</sup> А.В. школьник (<sup>1</sup>- МОУ СОШ №75, Черноголовка; <sup>2</sup>- МОУ СОШ №82, Черноголовка). Подбарометр и дифференциальный динамометр для количественного анализа в медицине.
- 10. Дутов М.Н., Лоскутова А.Д.** студент (ТГТУ, Тамбов). Методика исследования синтезированных углеродных наноструктурных материалов.
- 11. Кудинова<sup>1</sup> А.А.** школьник, Классен<sup>2</sup> Н.В. (МБОУ «Физико-математический лицей», Сергиев Посад; <sup>2</sup>- ИФТТ РАН, Черноголовка). Исследования пьезо- и фото-электрических процессов в биоструктурах.
- 12. Зыкова<sup>1</sup> А.В.** школьник, Классен<sup>2</sup> Н.В. (<sup>1</sup>-МБОУ «Физико-математический лицей», Сергиев Посад; <sup>2</sup>- ИФТТ РАН, Черноголовка). Исследования и применения вихреобразования в жидких и газовых средах электрическими и магнитными полями.
- 13. Буланов<sup>1</sup> М.** школьник, Тюкин<sup>1</sup> Н. школьник, Классен<sup>2</sup> Н.В. Буланов<sup>2</sup> М., Тюкин<sup>2</sup> Н. (<sup>1</sup>-МБОУ «Физико-математический лицей», Сергиев Посад; <sup>2</sup>- ИФТТ РАН, Черноголовка). Микроскопия гальванических неустойчивостей в водных электролитах.
- 14. Тюкин<sup>1</sup> Н.** школьник, Буланов<sup>1</sup> М. школьник, Классен<sup>2</sup> Н.В. (<sup>1</sup>-МБОУ «Физико-математический лицей», Сергиев Посад; <sup>2</sup>- ИФТТ РАН, Черноголовка). Исследования по применению электрических воздействий для очистки и регулирования состава водных сред.
- 15. Долматов О.Ю., Колядко Д.К., Чурсин С.С.** аспирант (Национальный исследовательский Томский политехнический

университет, Томск). Свойства матричных материалов для дисперсионного ядерного топлива, полученных методом СВС.

**16. Пермикин А.А.** студент, Семенов А.О. (Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск). Зависимость фазового состава перовскито подобной иммобилизационной матрицы от параметров подготовки шихты.

**17. Бикбердина Н.Я.** студентка, Бороненко М.П., Милюкова И.В. (Югорский государственный университет, Ханты- Мансийск). СВ-синтез литой керамики на основе системы Al-C-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CrO<sub>3</sub>.

**18. Воронин С.В., Чаплыгин К.К.** студент (Самарский университет, Самара). Апробация методики определения кристаллографической ориентации зерен в поляризованном свете на алюминий-литиевом сплаве В-1461.

**19. Колядко Д.К.** студент, Чурсин С.С. (Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск). Определение оптимальных условий синтеза алюминидов циркония методом СВС.

**20. Рогушин К.Б.** магистрант (НИТУ «МИСиС», Москва). Синтез системы С-Cu-Zn из нитратов и оксидов методом ИК-пиролиза и исследование ее свойств.

**15:00** Церемония закрытия Школы-семинара, награждение лучших и активных участников.

## **ОТ ОТКРЫТИЯ К ПРОМЫШЛЕННОМУ ПРОИЗВОДСТВУ**

**Боровинская И.П.**

***Федеральное государственное бюджетное учреждение науки **Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук, Черногловка*****

В докладе содержится краткое изложение существа так называемого «твердого пламени», зарегистрированного как «Явление автоволновой локализации автотормозящихся твердофазных реакций», с которым теснейшим образом связано создание и развитие метода получения неорганических соединений и материалов, названного самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС). Метод СВС и его последующие варианты запатентованы практически во всех ведущих странах мира. За время своего 50-летнего существования метод превратился в научно-техническое направление, способное решать важнейшие проблемы науки и народного хозяйства, объединив науку о горении с наукой о материалах, внеся в каждую из них много новых представлений и расширив сферы их деятельности. Комплексный подход к решению конкретных задач позволил за короткий срок пройти всю научно-инновационную цепочку развития направления от научного открытия до промышленных производств, проводя фундаментальные и прикладные исследования, создавая новые технологии, дополняющие или альтернативные существующим классическим приемам получения материалов, изделий, порошков (порошковая металлургия, плазмохимия, горячее прессование, печное спекание, высокотемпературное изостатирование, экструзия, литье и др.). В настоящее время разработаны разные варианты оригинального СВС-оборудования, работающего на новом принципе использования внутренней энергии экзотермически взаимодействующих исходных реагентов, в десятки и даже сотни раз повысившего производительность традиционных технологий, во много раз сократившего расходы электроэнергии при упрощении конструкции самого оборудования для синтеза, позволившего автоматизировать производство. Наиболее важным общим для всего направления результатом явилось создание структурной макрокинетики, как новой пограничной области знаний, возникшей на стыке наук о горении и наук о материалах.

В докладе на конкретных наиболее важных результатах развития научно-технического направления и СВС рассматриваются вопросы некоторых экспериментальных и теоретических фундаментальных исследований, таких как режимы горения разных типов реагирующих систем и связанные с ними новые явления, химический механизм и стадийность реакций горения, новые типы режимов горения, зафронтальные процессы и их роль в структурообразовании

продуктов горения, равновесные и неравновесные процессы и продукты СВС, спекание в процессах горения, образование пленок, новых фаз, многокомпонентных твердых растворов и твердых сплавов.

В разделе о прикладных исследованиях обсуждаются работы, связанные с созданием опытно-промышленных и промышленных производств – достижение и недостатки этого направления.

В основу доклада положены, главным образом, работы, выполненные в Институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения имени основателя направления – академика А.Г. Мержанова, и ставшие основополагающими для большинства сообщества ученых, работающих в области СВС. Наряду с этим обсуждается важная роль ученых и их исследований, работающих в Центрах СВС, созданных на базе МНТК «Термосинтез», таких как СВС-Центр Армении (Академия Наук Армении), Самарский Центр СВС (Государственный Технический Университет, г. Самара), Томский филиал ИСМАН (позднее Отдел структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН), НИИ проблем горения, Казахстан, Научный центр Грузии (Институт металлургии и материаловедения им. Ф.Н. Тавадзе Грузинской Академии наук). Отличаются их оригинальные направления исследований и важные прикладные работы. Кратко представлены наиболее важные и оригинальные результаты исследований и практических применений зарубежных ученых и совместных с ними работ таких стран, как США, Испания, Япония, Франция, Польша, Китай, Индия, Италия, Южная Корея, Тайвань, Израиль, Англия и др.

В заключение – немного о настоящем и будущем СВС.

# ТОНКИЕ ПЛЕНКИ В РАЗВИТИИ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О РАЗМЕРНОМ ЭФФЕКТЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НЕОРГАНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

*Иевлев В.М.*

*ФНМ МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва*

В лекции представлены результаты экспериментальных исследований роста, структуры и свойств тонких пленок, иллюстрирующие практически весь спектр проявлений размерного эффекта в структуре и свойствах материала:

-фазовый, структурный, субструктурный, ориентационный;

-механических, электрических, магнитных, тепловых, оптических свойств.



# СОВРЕМЕННОЕ РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ АНАЛИЗА ЛЕГКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В МЕТАЛЛАХ, СПЛАВАХ И ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Григорович К.В.

*ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова  
РАН, Москва, [grigorov@imet.ac.ru](mailto:grigorov@imet.ac.ru)*

Легкие элементы в силу своего расположения в Периодической системе элементов, валентности и размеров атомов образуют в металлах растворы внедрения, обладают значительной растворимостью в металлических расплавах, иногда на несколько порядков превышающей их растворимость в твердом металле. Потребительские свойства металлов, сплавов во многом зависят от содержания в них газообразующих примесей (ГП), которые попадают в металл из окружающей нас среды, обладают высокой активностью и дают значительный фон и загрязнения на поверхности. Развитие современных металлургических технологий привело к сужению пределов марочных составов и существенному снижению содержания примесных элементов. Поэтому важно знать не только общее содержание водорода, азота, кислорода, и углерода, но и количественно определять основные формы их присутствия в твердом металле.

Для определения ГП в металлах и сплавах применяются различные инструментальные методы: методы высокотемпературной экстракции в несущем газе, атомно -эмиссионная и масс-спектрометрия с различными источниками возбуждения, ИК- спектрометрия, рентгенофлуоресцентный анализ, нейтронно-активационный анализ, активационный анализ заряженных частиц, оже- электронная спектрометрия. Бурное развитие микроэлектроники и вычислительной техники открыло новые возможности для обработки результатов определения и привело к радикальным изменениям метрологических характеристик методов определения. Это привело к появлению новых методов определения газообразующих примесей – оптической эмиссионной спектрометрии тлеющего разряда по Гриму, оптической эмиссионной PDA спектрометрии, спектрометрии лазерного пробоя (LIBS), методов определения диффузионно-подвижного и связанного водорода и фракционного газового анализа. В докладе рассмотрены преимущества и недостатки методов, приведена оценка пределов достоверного определения для металлов и сплавов по данным литературы и результатам собственных исследований.

Продемонстрированы новые возможности оригинальных методик определения форм присутствия кислорода, азота и водорода в металлах и сплавах. Рассмотрены основные физико-химические закономерности метода фракционного определения кислорода и азота (ФГА). Показано, что применение разработанного метода и оригинального программного обеспечения для обработки результатов позволяют определять количественно содержание

кислорода и азота, связанных с поверхностью образца, растворенных в матрице и связанных в различные типы соединений. Это проиллюстрировано на примерах анализа образцов модельных сплавов, образцах различных марок сталей, градиентных материалах.

Показана эффективность применения разработанных методов для контроля качества сталей, сплавов и градиентных материалов.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ КОНДЕНСИРОВАННЫХ ФАЗ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ

Хина Б.Б.

Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, [khina\\_brs@mail.ru](mailto:khina_brs@mail.ru)

Термодинамическое моделирование (ТМ) широко применяется в современном материаловедении при разработке перспективных материалов и методов их получения [1]. Оно позволяет существенно сократить объем экспериментов, оценить равновесный состав конечных и промежуточных продуктов, и может быть использовано в качестве первой стадии для анализа возможных механизмов взаимодействия и построения сложных математических моделей. К основным направлениям ТМ можно отнести следующие:

1) расчет равновесного состава многофазной многокомпонентной системы при получении новых материалов в изотермических условиях, например, при реакционном спекании, взаимодействии твердых тел с газами (окисление, азотирование), металлических расплавов со шлаками и т.п.;

2) расчет адиабатической температуры взаимодействия  $T_{ad}$  при СВС новых материалов и равновесного состава многокомпонентных систем при  $T_{ad}$ ;

3) построение равновесных диаграмм состояния бинарных и многокомпонентных систем, которые служат термодинамической основой для разработки новых сплавов.

При ТМ применяют различные программные продукты. Например, для ТМ гетерогенных систем в различных условиях (изобарно-изотермических, адиабатических и др.) используют программу АСТРА-4 [2] и ее Windows-версию Terra [1], а для расчета СВС-процессов (в адиабатических условиях) – специализированную программу ИСМАН-ТЕРМО [3] с термодинамическими базами данных (ТБД), содержащих большое число неорганических соединений. Для расчета диаграмм фазового равновесия применяют дорогостоящие программные продукты MTDATA, PANDAT, Thermo-Calc и др.

В современных методах ТМ для описания термодинамических свойств фаз (соединений и твердых растворов на основе чистых компонентов) используют CALPHAD-подход (CALculation of PHase Diagrams – расчет фазовых диаграмм) [4, 5]. Для неупорядоченных твердых растворов замещения и расплавов применяют модель регулярных растворов [4], а для упорядоченных твердых растворов, интерметаллидов и фаз внедрения – модель Хиллберта-Стэффансона [6, 7]. Для оценки термодинамических параметров метастабильных фаз (например, аморфных) и многокомпонентных соединений, данные для которых отсутствуют в литературе, используют полуэмпирическую модель Миедымы [8].

В данной лекции изложены основные модели растворов и показаны пути их использования при ТМ синтеза перспективных материалов. Показано, каким образом при проведении ТМ по программам АСТРА-4 или Terra можно использовать данные для соединений, отсутствующих в ТБД, для случая, когда параметры для этой фазы приведены в литературе в виде, типичном для CALPHAD-подхода.

Список литературы:

1. Белов Г.В., Трусов Б.Г. Термодинамическое моделирование химически реагирующих систем. - М.: МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2013. - 96 с.
2. Ватолин Н.А., Моисеев Г.К., Трусов Б.Г. Термодинамическое моделирование металлургических процессов. М.: Металлургия, 1994. - 432 с.
3. Shiryayev A. Thermodynamics of SHS processes: An advanced approach // Int. J. SHS, 1995, v.4, p.351-362.
4. Saunders N., Miodownik A.P. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide. - New York, NY: Elsevier, 1998. - 479 pp.
5. Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. Computational Thermodynamics: The Calphad Method. - Cambridge University Press, 2007. 313 pp.
6. Hillert M., Staffansson L.-I. The regular solution model for stoichiometric phases and ionic melts // Acta Chem. Scandinav., 1970, v.24, p.3618-3626.
7. Sundman B., Agren J. A regular solution model for phases with several components and sublattices, suitable for computer application // J. Phys. Chem. Solids, 1981, v.42, p.297-301.
8. de Boer F.R., Boom R., Mattens W.C.M., Miedema A.R., Niessen A.K. Cohesion and Structures, v.1: Cohesion in Metals: Transition Metal Alloys. - Amsterdam: Elsevier, 1988. - 758 pp.

## **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНО- МОДИФИЦИРОВАННЫХ ОБЫЧНЫХ И СВС МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

**Колобов <sup>1,2</sup> Ю.Р.**

*<sup>1-</sup> Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

*<sup>2-</sup> Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка,  
[kolobov@bsu.edu.ru](mailto:kolobov@bsu.edu.ru)*

Проведен обзор физических основ технологий получения наноструктурированных (НС), субмикро (СМК)- и ультрамелкозернистых (УМЗ) металлических материалов обычными металлургическими методами, а также с применением самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-металлургии). Рассмотрены результаты оригинальных исследований, выполненных при участии автора, и имеющиеся в литературе данные экспериментальных и теоретических исследований закономерностей и физических механизмов формирования структуры и свойств, указанных выше материалов, предназначенных для технического и медицинского применения. Специальное внимание уделяется вопросам стабильности структуры и свойств таких материалов в условиях отжига, одновременного воздействия температуры и нагрузки, а также агрессивных сред.

Проводится анализ возможностей модификации поверхностей рассматриваемых материалов и нанесения покрытий фемтосекундным лазерным облучением и методами микродугового оксидирования в условиях, исключающих значительный разогрев приповерхностных слоев. Последний, как известно, приводит к резкому разупрочнению, связанному с процессами возврата и рекристаллизации.

## ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО МАТЕРИАЛА Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> НА ОСНОВЕ НАНОРАЗМЕРНОГО ПОРОШКА МАРКИ ПАП-2

Шляпин С.Д.

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», Москва*

Анализ современной научно-технической информации свидетельствует о больших перспективах использования композиционных материалов на основе системы Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Для получения нового легкого конструкционного ударопрочного КМ с алюминиевой матрицей, армированной тугоплавкими оксидными частицами наноразмерного диапазона, в данной работе предложен оригинальный метод реакционного спекания на воздухе пористых порошковых алюминиевых заготовок в режиме фильтрационного горения.

Успех разработки обусловлен использованием активной высокодисперсной алюминиевой пудры марки ПАП-2.

Разработаны различные способы грануляции и температурные режимы спекания, обеспечивающие достаточно высокие технико-экономические характеристики. Инновационные решения нашли свое отражение в 7 патентах РФ.

Материал имеет слоистую структуру, которая образована укладкой наноразмерных пластинчатых частиц порошка состава Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Основными фазами являются алюминий и его оксид ( $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Содержание оксида алюминия можно варьировать от 0,5 до 50% (об.).

Свойства материала в значительной степени зависят от содержания алюмооксидной фазы, которое регулируется параметрами процесса получения.

Плотность	- $\rho \approx 2,6 \text{ г/см}^3$
Пористость	- $P = \leq 5 \%$
Твердость, HRB	- $\geq 40$
Предел прочности при изгибе	- $\sigma_{\text{изг.}} = \geq 500 \text{ МПа}$
Предел прочности при растяжении	- $\sigma_{\text{в}} = \geq 230 \text{ МПа}$
Трещиностойкость	- $K_{\text{IC}} = 3 \div 30 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ (до 5 раз выше уровня плотной алюмооксидной керамики)
Ударная вязкость	- $K_{\text{CU}} = (0,5 \div 4) \cdot 10^5 \text{ Дж/м}^2$ (на уровне титана BT22)
Коэффициент трения в паре с ШХ15 (в зависимости от варианта технологии).	- $0,17 \div 0,5$

Эффект упрочнения алюминия его оксидом сохраняется, в отличие от литых сплавов, до температур порядка 500 °С.

Наиболее близким к предлагаемому техническим решением является технология САП (спеченного алюминиевого порошка). Однако она требует дорогостоящего специального оборудования и не рассчитана на массовое получение малогабаритных деталей.

Дисперсно-упрочненный материал Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> может быть использован для изготовления конструктивных изделий (втулки, шестерни, элементы приводных систем), в том числе термостойкие элементы конструкций, способные выдерживать без разрушения многократные циклы нагрев – охлаждение (в изделия РКТ, двигателестроении и др. отраслях, где требуются материалы с малой плотностью, коррозионностойкие и способные работать при температуре до 500 °С).

## **ХИМИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В РЕЖИМЕ ФРОНТАЛЬНОГО ГОРЕНИЯ**

**Санин В.Н.**

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт  
структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук, Черногоровка, [svn@ism.ac.ru](mailto:svn@ism.ac.ru)*

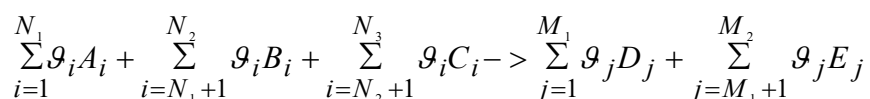
Наблюдающийся в настоящее время устойчивый тренд на снижение энергозатрат промышленного производства базируется на внедрении новых технологических процессов и материалов, позволяющих существенно снизить энергозатраты.

Одним из таких технологических процессов является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [1,2]. В основе процесса лежит использование химической энергии высоко экзотермических реакций протекаемых между компонентами исходных СВС-составов, как правило в режиме фронтального горения. Использование процесса горения для получения новых материалов практически не требует энергозатрат, более того возможна практическая утилизация тепловой энергии в процессе СВС.

Однако для организации управляемого химико-технологического процесса синтеза, направленного на получения материалов с нужным составом, структурой и свойствами необходимо иметь четкие знания о процессах, протекающих на каждой технологической стадии. Исследования процессов СВС за прошедшие 50 лет позволили накопить массив знаний о закономерностях процессов: горения, формирования химического и фазового состава во фронте горения и на стадии пост-процессов (охлаждения образцов), управления процессами формирования продуктов синтеза посредством воздействия различных физических воздействий (прессование, экструзия, электромагнитное поле, ультразвук и др.).

В процессе презентации настоящего доклада будет представлен анализ некоторых результатов по получению литых многокомпонентных сплавов методами СВС-металлургии [3, 4], которая является одним из важных технологических направлений СВС [5]. Отличительной особенностью СВС-металлургии является использование оксидов металлов и неметаллов и металла восстановителя в качестве исходных реагентов. Горение таких высококалорийных многокомпонентных систем, обеспечивающих высокие температуры процесса с образованием жидких конечных продуктов, их кристаллизация, формирование микроструктуры и химического состава является предметом исследования СВС-металлургии. Химическая схема таких реакций в обобщенной форме имеет вид:





где  $A_i$  -  $WO_3$ ,  $MoO_3$ ,  $CrO_3$ ,  $V_2O_5$ ,  $NiO$ ,  $Fe_2O_3$  и т.д.

$B_i$  -  $Al$ ,  $Mg$ ,  $Ti$ ,  $Zr$ , и т.д.

$C_i$  -  $B$ ,  $Si$ ,  $B_2O_3$ ,  $SiO_2$ ,  $N_2$ ,  $O_2$  и т. д.

$D_j$  -  $WC$ ,  $Mo_2C$ ,  $Cr_3C_2$ ,  $VB_2$ ,  $MoSi_2$ ,  $V_3N$ ,  $Ni_3Al$  и т.д.

$E_j$  -  $Al_2O_3$ ,  $MgO$ ,  $ZrO_2$ ,  $TiO_2$  и т. д.

$g_i, g_j$  - стехиометрические коэффициенты .

Характерным для СВС-металлургии является протекание процесса в 4 основные стадии: горение, фазоразделение, кристаллизация и остывание конечных продуктов.

Содержание доклада будет включать: обобщение исследований влияния каждой из стадий на синтез литых многокомпонентных металлических сплавов с заданным составом, выбор оптимальных химических схем синтеза (на примере отдельных систем), выбор оптимальных технологических условий синтеза (на примере отдельных систем), примеры практического применения полиметаллических сплавов, полученных методами СВС-металлургии.

Список литературы:

1. Мержанов А.Г., Шкиро В.М., Боровинская И.П. Способ синтеза тугоплавких неорганических соединений// Авт. свид. №255221, 1967г.
2. Мержанов А.Г., Боровинская И.П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений. // Докл. АН СССР, 1972г, 204, №2, стр.366-369.
3. Merzhanov A.G. SHS technology// Adv. Mater., 1992, v. 4, no. 4, p. 294-295.
4. Yuxhvid V.I. Modifications of SHS processes// Pure and Appl. Chem., 1992, v.64, N 7, p.977-988.
5. Мержанов А.Г., Юхвид В.И., Боровинская И.П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез литых тугоплавких неорганических соединений// ДАН, 1980 т.255, №1, с.120-124.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 16-08-00398*

# **ТВЕРДОФАЗНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПЕРЕРАБОТКИ СВМПЭ- НАНОКОМПОЗИТОВ В ИЗДЕЛИЯ И МЕХАНОХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В УГЛЕВОДОРОДНОМ ТОПЛИВЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО МЕХАНОАКТИВАТОРА**

***Баронин<sup>1</sup> Г.С., Бузник<sup>2</sup> В.М., Столин<sup>3</sup> А.М., Воробьев<sup>1</sup> Ю.В., Ушаков<sup>4</sup> Н.В.,  
Мищенко<sup>1</sup> С.В., Дмитриев<sup>1</sup> В.М., Дмитриев<sup>1</sup> О.С., Сычев<sup>1</sup> М.В.,  
Воронин<sup>1</sup> Н.В.***

***<sup>1-</sup> ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный технический университет»,  
НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов,  
[baronin-gs@yandex.ru](mailto:baronin-gs@yandex.ru)***

***<sup>2-</sup> Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных  
материалов, Москва***

***<sup>3-</sup> ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем  
материаловедения им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук,  
Черноголовка***

***<sup>4-</sup> ЗАО «ПОЛИНИТ», Москва***

## **ВВЕДЕНИЕ**

Одним из важных направлений современного материаловедения является получение полимерных композиционных материалов (ПКМ), в т.ч. с различными нанонаполнителями и разработка новых эффективных технологических процессов получения изделий с более высокими эксплуатационными характеристиками [1-2, 4-7].

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

Качественные изменения состава и количественных энергетических характеристик моторного углеводородного топлива (УМТ) происходят при прокачивании его через гидродинамический механоактиватор. Сущность явления состоит в протекании механохимических процессов в потоке углеводородов, которые приводят к генерации активных компонентов топлива, самопроизвольных и химических реакций, приводящих к уменьшению доли высокомолекулярной массы фракций, входящих в состав топлива уменьшению

его расхода, концентрации смолистых веществ, серосодержащих компонентов УМТ, повышению морозостойкости топлива.

### **ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ**

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

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

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

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

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

Испытания изолятора на основе СВМПЭ повышенным напряжением (до 250 кВ) промышленной частоты (50Гц) проводили по стандартной методике ОАО «РЭТО».

Теплофизические показатели «теплопроводность» и «температуропроводность» снимали экспресс-методом на установке [5].

Механохимические процессы и изменения состава, качественных и количественных характеристик моторного углеводородного топлива (УМТ) изучали при прокачивании топлива через механоактиватор [3].

Объемную штамповку изделий различного функционального назначения в твердой фазе проводили на гидравлическом прессе ТС-12 усилием 20 тс (рис. 2-3).

### **РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ**

Исследования показали корреляцию теплофизических свойств СВМПЭ-нанокompозитов с проведенными исследованиями прочностных, деформационных, триботехнических свойств полимерной системы. Отмечена аномалия физико-механических и теплофизических свойств СВМПЭ-нанокompозитов при малых концентрациях наночастиц, не соответствующая правилу аддитивности, что объясняется метастабильным состоянием системы в области перехода системы из однофазной в двухфазную.

На рисунке 1 показаны концентрационные зависимости удельной скорости поглощения энергии образцов «СВМПЭ + нанографит».

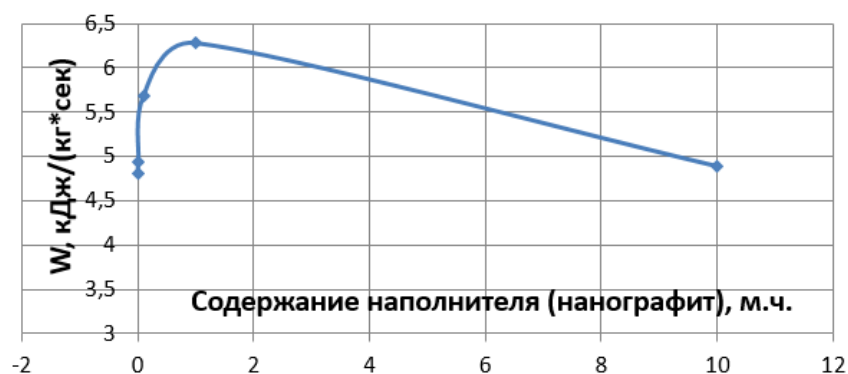


Рис. 1. Концентрационные зависимости удельной скорости поглощения энергии образцов СВМПЭ + нанографит от содержания наполнителя

На основании данных теплофизических исследований энергетического состояния исследуемых нанокомпозитов можно заключить, что наноразмерные наполнители НГ, НФ, цеолит КаХ и глауконит, прошедшие обработку в механоактиваторе, в концентрации до 1 масс. част. резко повышают взаимодействие в граничном слое полимер-наполнитель, делают структуру материала более жесткой за счет образования большего количества связей между полимерной матрицей и активными участками поверхности наноразмерного модификатора [4].

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

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

Полимерная система	Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Модуль упругости при растяжении $E$ , МПа	Весовой износ $I_{м.г}$ , г	Твердость по Шору $D$ , ед.	Отн. деформация в момент предела текучести $\delta$ , %
СВМПЭ исходный	23,038	45	98	0,0592	61	10,5
СВМПЭ + 0,01 м.ч. НГ	23,208	52,15	145,95	0,0363	61	15,9
СВМПЭ + 0,1 м.ч. НГ	27,255	63,6	269,8	0,0368	60	10,3
СВМПЭ + 0,01 м.ч. глауконита	28,978	45,158	107,07	0,0363	59	34,8
СВМПЭ + 0,1 м.ч. глауконита	25,552	52,11	177,71	0,0368	59	14,8

При переходе системы из однофазной к двухфазной (расслаивание) выделяющаяся фаза находится в высокодисперсном состоянии и образует термодинамически устойчивую систему с размером частиц не выше нескольких десятков нанометров. Межфазный слой в такой полимерной системе в силу близости к критическим условиям имеет значительную толщину, а межфазная поверхность велика.

Высокоразвитая поверхность раздела фаз в переходных областях граничного слоя полимера в нанокompозитах и наличие частиц нанометрового размера и приводит к экстремальному изменению физико-механических свойств полимерной системы в данной концентрационной области, то есть являются определяющими факторами таблица.

Полученные ПКМ на основе СВМПЭ с экстремальными показателями эксплуатационных свойств были выбраны для объемной штамповки в твердой фазе готовых изделий различного функционального назначения (рис. 2-3).

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

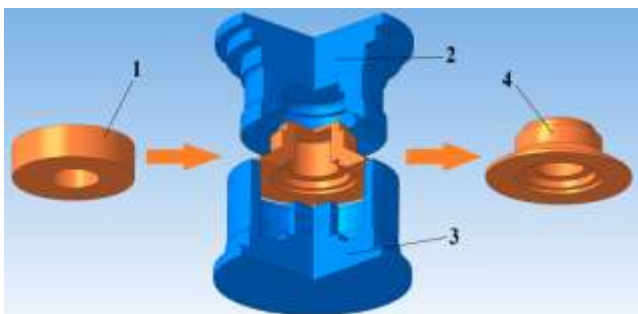


Рис 2. Схема объемной штамповки опорного изолятора из СВМПЭ-нанокompозита: 1 – заготовка; 2 - пуансон; 3- матрица; 4 – готовое изделие.

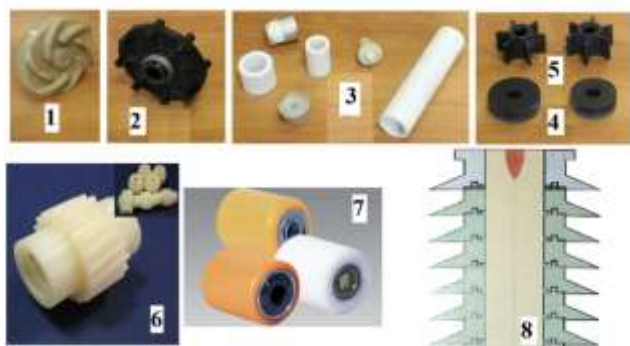


Рис. 3. Изделия из СВМПЭ-композитов, полученные твердофазной объемной штамповкой: 1 – рабочее колесо центробежного насоса; 2 – рабочее колесо привода снегохода «Рысь»; 3 – детали механоактиватора моторного топлива; 4 – заготовки для штамповки рабочего колеса жидкостнокольцевого вакуумнасоса; 5 – рабочие колеса жидкостнокольцевого вакуумнасоса; 6 – зубчатое колесо; 7 – металло-полимерные подшипники скольжения; 8 – опорный изолятор в сборе.

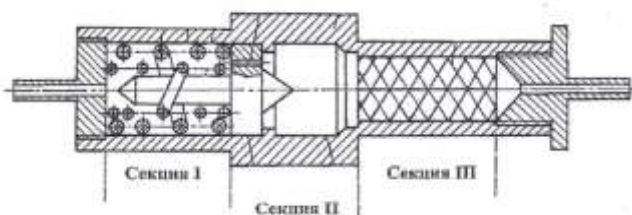


Рис. 4. Комбинированный смеситель-механоактиватор прямооточного типа

Качественные изменения состава и количественных энергетических характеристик моторного углеводородного топлива происходят при прокачивании его через комбинированный смеситель-механоактиватор, авторов [3, 9-10], (рис. 4).

Природа эффекта заключается в процессах концентрирования механической энергии при гидроударах и кавитации в различных секциях (I-III) механоактиватора (рис.4). Совокупность этих факторов приводит к генерации на молекулярном уровне активных частиц: свободных радикалов, ионов, органических пероксидов. В процессе активации существенную роль играет растворенный в углеводородном топливе кислород. Эти процессы окисления дают дают необходимую энергию и сопровождаются цепными реакциями, приводящими в конечном счете к указанным изменениям состава и свойств смеси УМТ [9-10].

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

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

Разработана технология, позволяющая распространить известный метод легирования органических и неорганических материалов на технологию получения полимерных композиционных материалов с повышенными эксплуатационными показателями, отвечающих требованиям твердофазной технологии ПКМ [5], с повышенными пределом прочности  $\sigma_B$ , модулем упругости  $E$  и износостойкостью  $I_m$ , относительной деформации в момент предела текучести  $\delta$  образцов, пониженным пределом текучести  $\sigma_T$  композита.

Рассмотрены механохимические факторы, приводящие к качественным и количественным изменениям состава и энергетических характеристик УМТ при прокачивании его через гидродинамический механоактиватор.

#### 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. Патент RU 2411074 С1. МПК В 01 F 13/10.// Комбинированный статический смеситель-активатор/Combined direct-flow mixer and activator. // PCT/RU 2011000028./ Номер международной публикации WO 2012/096589 А1.
4. 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.
5. 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.
6. Баронин, Г.С. Переработка полимеров в твердой фазе. Физико-химические основы / Г.С. Баронин, М.Л. Кербер, Е.В. Минкин, Ю.М. Радько. М.: Машиностроение-1, 2002. 320 с.
7. 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.
8. Кулезнев, В.Н. Смеси полимеров. М.: Химия, 1980. 304 с.
9. Воробьев Ю.В. Химические процессы в органических жидкостях, инициируемые гидродинамическим активатором / Ю.В. Воробьев, А.П. Кузьмин // Вестник ТГТУ. – 2012. Том 18, №4. -. С.905-911.
10. Воробьев Ю.В. Основы теории механоактивации жидких сред / Ю.В. Воробьев, А.П. Кузьмин // Вестник ТГТУ. – 2013. Том 19, №4. -. С.608-613.

*Настоящая работа выполнена в рамках базовой части госзадания Минобрнауки № 9.7746.2.017/8.9, а также гранта Президента РФ поддержки ведущих научных школ НШ-2411.2014.3.*

# ВЛИЯНИЕ НАНОДОБАВОК НА СКОРОСТЬ И ТЕМПЕРАТУРУ ГОРЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ TiB-30%Ti

*Болоцкая А.В. аспирант, Константинов А.С., Бажин П.М., Столин А.М.*

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт  
структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, Черногловка,  
[abolotskaia@mail.ru](mailto:abolotskaia@mail.ru)*

Перспективность использования титановых сплавов и керамических композиционных материалов на их основе повсеместно наблюдается во всем мире. Материалы на основе TiB обладающие уникальным сочетанием высокой твёрдости и жаропрочности нашли применение в автомобильной и ракетостроительной промышленности [1].

Ti-B материалы получают методами порошковой металлургии или классическим литьём [2], в процессе получения материала данными методами можно столкнуться с рядом проблем, связанных с несовершенством технологических операций. Возникновение остаточной пористости является большим недостатком.

Процесс, обладающий значительным технологическим потенциалом, является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), который протекает за счёт собственного тепловыделения горения и занимающего малый промежуток времени [3].

Моноборид титана получали с помощью технологии СВС-экструзии, благодаря которой можно получать материалы с низким коэффициентом пористости не более 5%. Наноразмерные порошки нитридов получали с помощью азидной технологии СВС.

Целью данной работы являлось исследование влияния нанодобавок на скорость и температуру горения – для последующего применения нанопорошков нитридов в технологии СВС-экструзии.

В качестве исходных реагентов при получении моноборида титана использована смесь порошковых реагентов в соответствии с уравнением химической реакции, так же варьировалось содержание надобавки от 1 до 5 % от массы шихты. Синтезированный материал исследовался методами РФА и СЭМ.

Список литературы:

1. Ночовная, Н.А Тенденция развития и современное состояние исследований в области титановых сплавов/ Н.А. Ночовная, В.Г. Анташев //Все материалы. Энциклопедический справочник, № 1, 2009.–412 с.
2. Morsi, K. Review Processing and properties of titanium–titanium boride (TiBw) matrix composites –a review / K. Morsi, V.V. Patel // J. Mat.Sci.– 2007.– V.42.– P.2037-2047.



3. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. - М.: Машиностроение-1, 2007. - 567 с.

*Работа выполнена по гранту РФФИ № 17-48-500553 р\_а.*

## **ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ СВС-КОМПАКТИРОВАНИЯ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ БОРИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ И ИХ СВОЙСТВА**

***Ботвина<sup>1</sup> О.И. магистрант, Щербаков<sup>2</sup> В.А., Грядунов<sup>2</sup> А.Н.***

***<sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет  
«МИСиС», Москва, [o.botvina@gmail.com](mailto:o.botvina@gmail.com)***

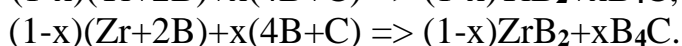
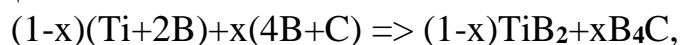
***<sup>2</sup> Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
РАН, Черноголовка***

Разработка тугоплавких керамических композитов, сохраняющих работоспособность в области высоких температур, является актуальной задачей инновационного развития современных технологий машиностроения, металлообработки, металлургии, энергетики, авиастроения. Перспективными материалами для решения актуальных задач являются керамические композиты на основе систем  $V_4C-TiB_2$ ,  $V_4C-ZrB_2$  обладающие высокой твердостью, прочностью и низкой плотностью.

Получение этих материалов традиционными методами порошковой металлургии затруднено высокими затратами электроэнергии, многостадийностью, сложностью технологического оборудования и низкой производительностью. Перспективным способом получения керамических композитов является СВС-компактирование. Достоинствами метода являются: простота аппаратного оформления, практическое отсутствие затрат электроэнергии и возможность получения крупногабаритных изделий из керамических композитов.

Цель работы – исследовать возможность получения методом СВС-компактирования высокотемпературных керамических композитов на основе боридов титана и циркония с использованием керамической матрицы  $V_4C$ , а также исследование влияния состава реакционной смеси на формирование фазового состава и микроструктуры СВС-композитов и на физико-механические характеристики керамических композитов  $V_4C-ZrB_2$  и  $V_4C-TiB_2$ .

Экзотермические реакции синтеза композитов и химических печек проводили по следующим схемам:



Расчет состав экзотермических смесей проводили на образование конечного продукта с различным содержанием тугоплавких соединений.

Термодинамический анализ показал, что равновесными продуктами синтеза являются тугоплавкие соединения, которые используются в качестве дисперсной фазы ( $TiB_2$  и  $ZrB_2$ ) и керамической связки ( $B_4C$ ).

Для повышения эффективности компактирования и уменьшения остаточной пористости целевого продукта экзотермический синтез осуществляли с использованием химической печи. Это позволяет увеличить долю жидкой фазы в конечном продукте и уменьшить скорость его остывания. Химическая печь была спрессована из стехиометрической смеси порошков титана и бора. Соотношение масс шихтовой заготовки и химической печи – 1:4. Адиабатическая температура горения в данном случае составляет 3500 К.

Схема размещения исходного образца и химической печи приведена на рисунке 1.

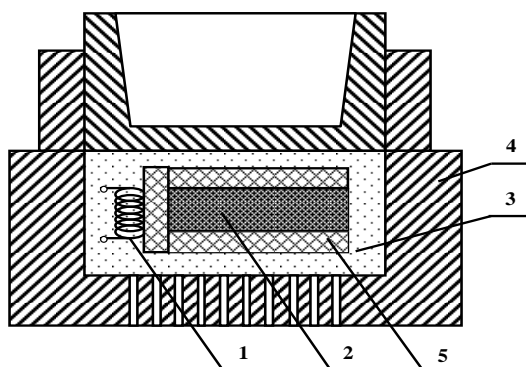


Рис. 1 Схема реакционной пресс-формы для получения керамических композитов методом СВС-прессования с химической печкой: 1 – вольфрамовая спираль; 2 – шихтовая заготовка; 3 – дисперсный теплоизолятор ( $SiO_2$ ); 4 – пресс-форма; 5 – химическая печь.

Изучено влияние состава реакционной смеси на формирование фазового состава и микроструктуры керамических композитов. Рентгенофазовый анализ показал, что продуктами экзотермического синтеза являются  $TiB_2$ ,  $ZrB_2$  и  $B_4C$ .

Установлено, что содержание  $B_4C$  оказывает существенное влияние на формирование микроструктуры СВС-композитов. На рис. 2, 3 представлены микроструктуры СВС-композитов  $B_4C-ZrB_2$  и  $B_4C-TiB_2$ . Видно, что оба композита состоят из дисперсной фазы –  $TiB_2$ ,  $ZrB_2$  (светлая фаза) и керамической связки –  $B_4C$  (темная фаза).

Для керамического композита  $B_4C-TiB_2$  при содержании в нем 20 мас. % связки  $B_4C$  средний размер частиц диборида титана составляет 10 – 15 мкм (см. рис.2 а).

Благодаря хорошему смачиванию расплавленный карбид бора равномерно растекся по поверхности твердых частиц  $TiB_2$ . С увеличением содержания  $B_4C$  в конечном продукте до 50% средний размер зерен  $TiB_2$  уменьшился до 1 – 0,5 мкм (рис. 2 d), что обусловлено уменьшением температуры горения.

Для полученного керамического композита  $B_4C-TiB_2$  при содержании связки ( $B_4C$ ) в композите 30 – 40 мас. % достигается твердость по Виккерсу  $HV = 39,1 – 44,8$  ГПа и предел прочности при изгибе  $\sigma_{изг} = 140 – 210$  МПа.

Аналогичная картина наблюдается для композита  $V_4C-ZrB_2$ . Здесь при содержании связки  $V_4C$  менее 10 масс. % формируется однородный керамический композит  $V_4C-ZrB_2$  с размером зерен  $ZrB_2$  10 – 20 мкм (рис. 3 а, б). Увеличение содержания  $V_4C$  до 20 масс. % приводит к уменьшению размера частиц  $ZrB_2$  до 2 – 5 мкм и формированию композита с неоднородной микроструктурой (рис. 3 с, d). При содержании керамической связки ( $V_4C$ ) в композите 15 мас. % достигается твердость по Виккерсу  $HV = 24,5$  ГПа.

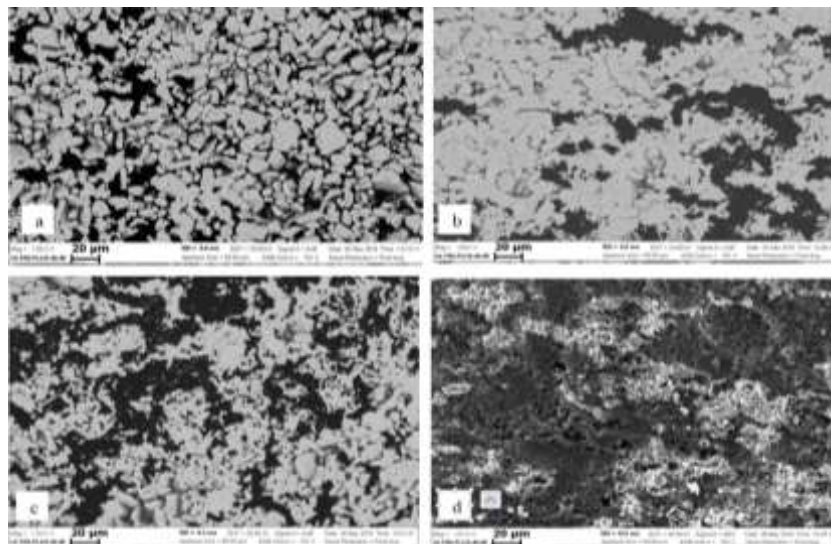


Рис. 2. Микроструктура керамических композитов  $TiB_2-xV_4C$ :  $x = 20$  (а), 30 (б), 40 (с), 50 (d) мас. %. Светлая фаза –  $TiB_2$ , темная –  $V_4C$ .

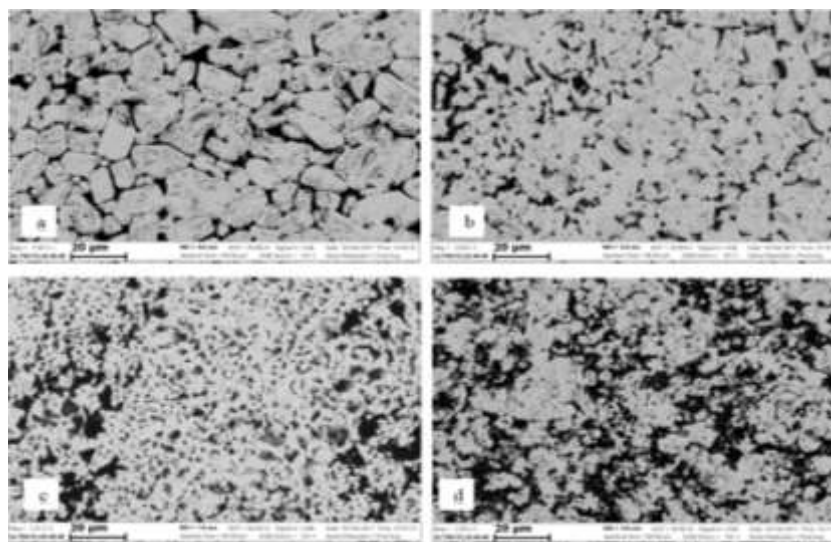


Рис. 3. Микроструктура керамических композитов  $ZrB_2-xV_4C$ :  $x = 5$  (а), 10 (б), 15 (с), 20 (d) мас. %. Светлая фаза –  $ZrB_2$ , темная –  $V_4C$

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (Грант № 16-08-00705).*

# ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТЫХ СВЯЗОК СИСТЕМЫ «МЕДЬ-ЖЕЛЕЗО-ОЛОВО» И ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ПОРИСТОСТЬ

*Филатов И.С., Буренина А.И. студент, Черкасова А.С. студент, Саганов Ю. А., магистрант*

*Кафедра «Материалы и технология», ФГБОУ ВПО «ТГТУ», Тамбов*

Круги на металлической связке применяются только для инструмента, в котором абразивом служит алмаз (природный или синтетический), в следующих случаях: если необходимо обеспечить малый удельный расход алмаза, сохранить форму профиля инструмента, снять большой припуск. Применяются. На таких связках изготавливают рабочие элементы алмазных штрипсовых пил, отрезных кругов, шлифовальных кругов и фрез. Металлическая связка прочно удерживает алмазные зерна, поэтому обеспечивает меньший расход алмазов. Однако силы и температура резания увеличиваются. Наблюдается склонность к засаливанию и адгезии, что ухудшает чистоту обработанной поверхности.

В ходе проведения работы был выполнен подбор наилучшего состава металлической связки. Для получения прессовок использовались связки состава медь-олово-железо, с варьируемым процентным содержанием олова: 3%, 5%, 7%, 12%, 15% и 20%. Железо во всех составах бралось 25%, остальное – медь. Исследованием было установлено, что изменение процентного содержания олова ведет к изменению процентного содержания пор в данной связке. Исследовались образцы кольцевидной формы после их прессовки с усилием 80 кгс/мм<sup>2</sup> и последующим спеканием при температуре 320 °С в течение 4 часов.

Изучение микроструктуры проводилось после шлифовки и полировки образцов с их последующим травлением 5% раствором хлористого железа. Для рассмотрения и фотографирования микроструктуры использовался металлографический микроскоп Neofot Jena с общим увеличением оптической системы 500<sup>x</sup>

Анализируя полученные данные можно сделать вывод о том, что наиболее крупные поры образуются в процессе спекания в зернах олова (при спекании олово переходит в жидкую фазу и образует с медью твердый раствор внедрения). При образовании в приповерхностных слоях зерен меди сплава меди с оловом (оловянистой бронзы) происходит жесткое сцепление зерен связки между собой что повышает прочность изделия в целом. Вместе с этим значительное количество олова переходит в твердый раствор в зернах меди что и приводит к образованию в зернах олова пор. Результаты оценки методом микроскопического анализа пористости полученных порошковых связок помещены в таблицу 1.

Таблица 1. Зависимость пористости связок (%) от процентного содержания олова в них.

Содержание олова в связке, %.	Пористость связки, %.
3	2
5	4
7	6
12	10
15	16
20	18

Полученные результаты свидетельствуют о явной зависимости пористости связки в целом от процентного содержания олова в ней. Это позволяет сделать вывод о возможности контролируемого задания необходимой пористости порошковых материалов изменением фазы, участвующей в жидкофазном спекании и образующей с основной фазой твердые растворы внедрения при температурах спекания. Построение графической зависимости позволяет судить о приближенности к линейной зависимости процентного содержания пор от содержания олова в сплаве связки (рис.1.).

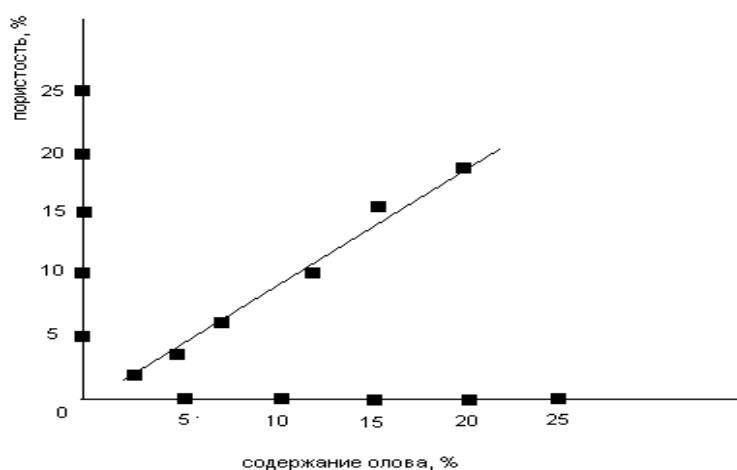


Рис.1. График зависимости процентного содержания олова и пористости связки.

Аппроксимация полиномом первой степени дает зависимость, позволяющую оценить пористость в связках системы «медь – железо- олово» в зависимости от процентного содержания олова в них (при обязательном жидкофазном спекании):

$$P=0,85O, \%, \tag{1}$$

где  $P$  - пористость,  $O$  – процентное содержание олова в связке.

Для выявления влияния режимов спекания и режимов прессования на структуру и свойства порошковых металлических связок абразивных материалов

проводятся дополнительные исследования, целью которых является разработка оптимального технологического процесса изготовления изделий данного вида.

## **ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ПЛОТНЫХ СВЯЗОК СИСТЕМЫ $\text{BrO}_{10} - \text{Sn} - \text{Fe}$ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**

*Филатов И.С. доцент, Буренина А.И. студент, Черкасова А.С. студент, Саганов Ю. А., магистрант*

*Кафедра «Материалы и технология», ФГБОУ ВПО «ТГТУ», Тамбов*

Связка абразивных инструментов служит для сцепления зерен шлифовальных материалов и удержания их от преждевременного выкрашивания в процессе шлифования. Она оказывает большое влияние на работоспособность абразивных кругов. От количества, вида, качества и равномерности распределения связки в абразивном круге зависят твердость, прочность, структура, неуравновешенность круга и допускаемая скорость шлифования.

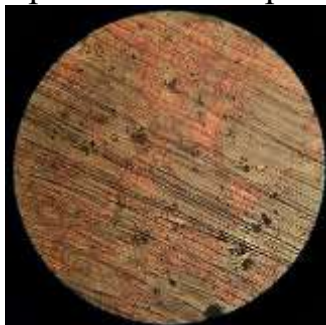
Металлическая связка изготавливается из сплавов на основе меди, олова, железа, алюминия и других металлов. Она отличается высокой прочностью и износостойкостью. Круги на этой связке длительно сохраняют рабочий профиль и применяются в основном при съеме небольших припусков.

Структура абразивного инструмента характеризует его строение в зависимости от количественного соотношения между зернами, связкой и порами в единице объема. Абразивные инструменты с очень плотным расположением зерен используются для профильного шлифования, шлифования с большими подачами и переменной нагрузкой, отрезных работ, при шлифовании с малым съемом металла, преимущественно для обработки шарикоподшипников.

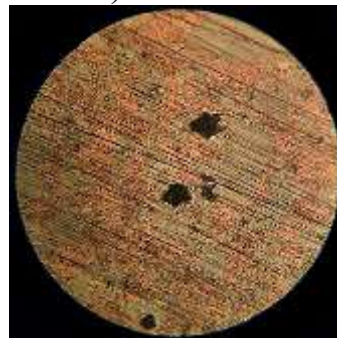
В данной статье показывается результат исследования влияния состава металлических связок системы  $\text{BrO}_{10} - \text{Sn} - \text{Fe}$  на их структуру и основные свойства.

При добавлении олова в систему  $\text{BrO}_{10} - \text{Fe}$  в количестве 3%, 5%, 7%, 12% и 15% было установлено, что при увеличении процентного содержания олова незначительно увеличивается процентное содержание пор, при этом поры обладают краями округлой формы (предыдущие исследования на системе « $\text{Cu} - \text{Sn} - \text{Fe}$ » показали практически линейную зависимость процентного содержания пор и олова). После прессования с усилием  $80 \text{ кгс/мм}^2$  проводилось четырехчасовое спекание при температуре  $320 \text{ }^{\circ}\text{C}$ . При этом происходило формирование жидкой фазы-олова, которое способствовало повышению прочности и технологичности связок. На рис.1. показано изменение структуры связок при изменении процентного содержания олова в них (изучение

микроструктуры проводилось после шлифовки и полировки образцов с их последующим травлением 5% раствором хлористого железа).



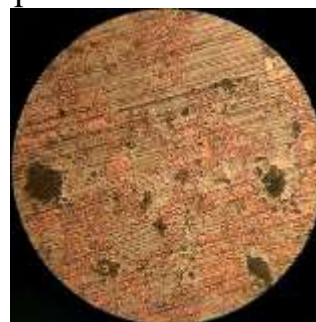
Содержание олова 3%



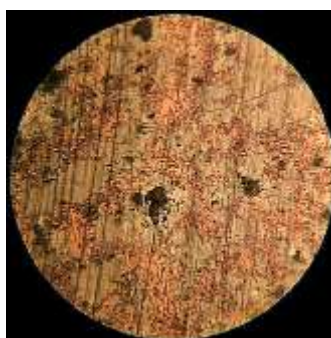
Содержание олова 5%



Содержание олова 7%



Содержание олова 12%



Содержание олова 15%

Рис.1. Структура связок системы «бронза – олово-железо» при различном содержании олова в них.

Исследования велись на микроскопе Aus Jena Carlzeiss при увеличении  $100\times$ . Металлографический анализ показал, что средний процент пор не превышает 5% но средний размер пор изменяется от 5 мкм при 3% содержании олова до 15 мкм при 12 – 15 % олова. Это связано с образованием крупных конгломератов оловянных вкраплений при жидкофазном спекании данных связок и последующей усадкой этих конгломератов при кристаллизации и остывании. В то же время олово не переходит в значительном количестве в твердый раствор с медью так как в бронзе уже содержится достаточно большое количество олова (10%) что существенно затрудняет образование обогащенных оловом поверхностных слоев основного элемента связки.

Таким образом, изменяя процентное содержание олова, можно в значительных пределах варьировать размер пор в связках что может быть полезно при изготовлении инструмента для разных целей и задач. Проводятся

дальнейшие исследования для получения плотных связок с процентным содержанием пор не более 2% и отсутствием в технологическом процессе продолжительного по времени и энергоемкого процесса спекания.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВС-МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Ti-AL-C

*Галышев<sup>1</sup> С.Н. молодой ученый, Зарипов<sup>1</sup> Н.Г., Столин<sup>2</sup> А.М., Бажин<sup>2</sup> П.М.*

*<sup>1</sup>-ФГБОУ Уфимский государственный Авиационный технический  
Университет, Уфа, [galyshev@gmail.com](mailto:galyshev@gmail.com)*

*<sup>2</sup>- ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем  
материаловедения РАН, Черноголовка*

В последние годы материалы на основе МАХ-фазы все чаще используются в промышленности благодаря их уникальным свойствам. Кристаллическая решетка МАХ-фаз ( $M_{n+1}AX_n$ ) представляет собой чередование интерметаллических «МА» и карбидных или нитридных «МХ» слоев, где «М» является переходным металлом; «А» представляет собой элемент группы IIIA или IVA таблицы Менделеева, «Х» представляет собой С или N. Такая структура МАХ-фаз определяет комбинацию полезных металлических и керамических свойств в одном материале.

Благодаря структуре МАХ-фаз материалы на их основе удовлетворяют самым высоким требованиям, связанным с высокими температурами, коррозионной средой и термическим циклированием. По этой же причине эти материалы могут использоваться в различных передовых отраслях промышленности, таких как авиационное двигателестроение, электрохимическая и электротехническая промышленность.

Свойства материалов на основе МАХ-фазы изменяются в широких пределах в зависимости от фазового состава. Например, TiC является исключительно нежелательным для высокотемпературного применения материалов на основе МАХ-фазы системы Ti-Al-C. Это связано с большой разницей в коэффициентах термического расширения карбидной и МАХ-фаз, что приводит к высокотемпературному охрупчиванию материала из-за присутствия карбидной фазы. С другой стороны, TiC значительно увеличивает износостойкость материала. Это важно для применения в областях, не требующих высокотемпературных свойств, например, в качестве покрытий для электрических контактов. В случае последнего можно говорить о дисперсно-упрочненном композите, в котором МАХ-фазы являются материалом матрицы, а частицы карбида имеют функцию упрочняющей компоненты. Изменение объема карбидной фазы позволяет контролировать рабочие характеристики



композита МАХ/ТiС. Поэтому поиск этой возможности имеет неоспоримый практический интерес.

Настоящая работа посвящена влиянию термообработки на фазовый состав композита МАХ/ТiС, образованного в системе Ti-Al-C в условиях свободного СВС-сжатия. Определена зависимость между содержанием карбида титана (ТiС) и временем задержки перед применением нагрузки при свободном СВС-сжатии.

## ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКА АlN ПО АЗИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВС

*Ахмедова Л.Р. студентка, Болоцкая А.В., Шоломова А.В., Титова Ю.В.*

*Самарский государственный технический университет, Самара,  
[lilya.akhmedova.96@mail.ru](mailto:lilya.akhmedova.96@mail.ru)*

Ультрадисперсный порошок нитрида алюминия нашел широкое применение в различных отраслях промышленности, включая изготовление подложек для микроэлектроники, теплопоглотителей в светодиодной технике и высокомошной электронике. АlN обладает исключительными механическими, термическими, химическими, оптическими и диэлектрическими свойствами [1-3].

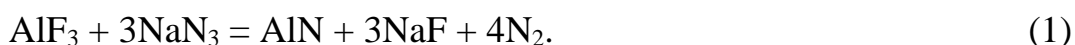
Наночастицы АlN трудно получить с помощью обычной механической обработки, потому было разработано большое количество технологий для его получения такие, как прямое азотирование, плазмохимический синтез, карботермический синтез, химическое осаждение из газовой фазы, взрыв алюминиевой проволоки и др.

Процессом, обладающим значительным технологическим потенциалом, является открытый в 1967 году академиком А.Г. Мержановым и представителями его научной школы самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), являющийся эффективной основой для получения продуктов различных классов, в том числе нанопорошков нитридов. Процесс осуществляется в тонком слое смеси исходных реагентов после локального инициирования реакции и самопроизвольно распространяется по всей системе благодаря теплопередаче от горячих продуктов к ненагретым исходным веществам. Данное обстоятельство значительно упрощает технологический процесс синтеза материалов и удешевляет его.

С 1970 года в СамГТУ разрабатывается азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-Аз), которая позволяет получать микро- и нанопорошки нитридов, карбидов и композиций на их основе при использовании порошка азиды натрия  $\text{NaN}_3$  в качестве азотирующего реагента и галоидных солей [4]. Если в процессах СВС

использовать не газообразный азот, а твердый азотирующий реагент в виде конденсированного азотсодержащего соединения, то появляется возможность твердофазного смешивания горючего и окислителя (азота) до синтеза. В результате получается смесь исходных реагентов, при горении которой резко повышается концентрация реагирующих веществ в зоне синтеза, и исчезают фильтрационные затруднения.

Использование в качестве исходного компонента не металлического алюминия, а галоидной соли, содержащей в своем составе Al, позволяет снизить температуру горения, и проводить реакцию на атомарном уровне. При этом появляется возможность синтезировать порошки с размерами частиц менее 100 нм. Этот подход использован авторами работы [5], в которой наноструктурированный порошок нитрида алюминия синтезирован по уравнению:

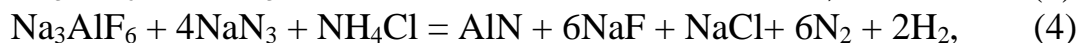
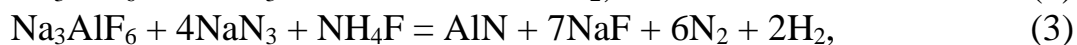
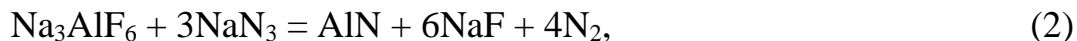


Использование в качестве источника азотируемого элемента фторида алюминия позволяет синтезировать наноструктурированный порошок AlN за счет невысоких температур и скоростей реакций. Размер синтезированных частиц AlN составляет 70-100 нм. Однако при горении указанной смеси наряду с традиционным побочным продуктом СВС-реакций — фторидом натрия, образуется большое количество побочного продукта — гексафторалюмината натрия, который осложняет процесс получения нанопорошка AlN высокой степени чистоты.

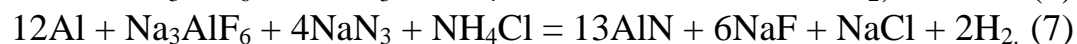
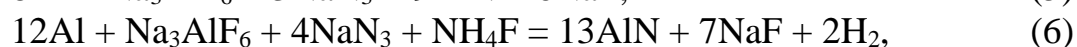
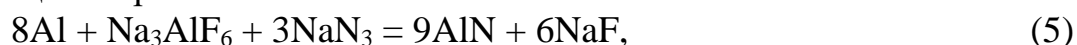
Целью данной работы является исследование закономерностей физико-химических процессов, протекающих при горении азидных составов СВС и разработка нового способа синтеза нанопорошка нитрида алюминия, а именно СВС высокодисперсных порошков с использованием гексафторалюмината натрия и азиды натрия.

В данной работе предлагается использовать гексафторалюминат натрия в качестве исходного компонента, что гипотетически может снизить его содержание в продуктах горения. Таким образом, предлагается использовать в качестве азотируемого элемента галоидную соль —  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ , содержащую в своем составе алюминий, а в качестве азотирующего реагента —  $\text{NaN}_3$ , так как он имеет в своем составе большое количество азота, и в то же время является невзрывчатым веществом в отличие от других азидов. Под воздействием высоких температур, развиваемых в волне горения, азид натрия разлагается. Образовавшийся алюминий вступает в реакцию с азотом, в результате чего образуется целевой продукт — нитрид алюминия. В свою очередь галоген, образующийся при распаде галоидной соли, вступает в реакцию с натрием с образованием фторида натрия и выделением тепла, необходимого для поддержания процесса горения. Большие количества образующихся газов не дают соединиться первичным нитридам в крупные агломераты. Такая последовательность превращения исходных реагентов в нитрид означает, что промежуточные продукты, непосредственно принимающие участие в образовании нитрида, находятся на субатомном уровне, причем для этого не

требуются измельчения исходных реагентов до наноразмеров [6]. Этот факт является принципиальным преимуществом предлагаемого метода синтеза. Ввиду вышесказанного для синтеза нитрида алюминия наиболее подходит уравнение:



Так же известно [5, 7], что при недостаточно высокой температуре, продукты горения на ряду с целевым нитридом могут содержать промежуточные соединения ( $\text{Na}_2\text{TiF}_6$ ,  $\text{Na}_3\text{TiF}_6$ ,  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ). Поэтому актуальным является и исследование влияния добавки алюминия в шихту, для повышения энергетики системы. При этом уравнение получения нитрида алюминия будет выглядеть следующим образом:



Методика проведения синтеза, измерения линейных скоростей и максимальных температур горения описывается в работе [4]. Исследование возможности получения и условий синтеза порошка нитрида алюминия проводились при помощи лабораторного реактора СВС.

Для исследования синтезированных порошков использовались: рентгенофазовый анализ и растровая электронная микроскопия. Фазовый состав продуктов синтеза определяли на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA. Исследование морфологии частиц порошка проводились на растровом электронном микроскопе JSM-6390A фирмы «Jeol».

В ходе проведенных экспериментов установлено, что синтезированные нитриды алюминия имеют частицы неправильной формы размером от 80 до 400 нм. С увеличением содержания алюминия в исходной смеси, повышается выход нитрида алюминия, однако средний размер его частиц при этом также увеличивается. Наноструктурированный порошок нитрида алюминия образуется при горении смеси « $\text{Na}_3\text{AlF}_6 + 3\text{NaN}_3$ ». В ходе данного исследования удалось значительно снизить содержание криолита в конечном продукте, но пока не решена задача избавления от непрореагировавшего криолита.

#### Список литературы:

1. Иваненко Е.М. // Вестник КРАУНЦ. Физ.-мат. науки. 2013. № 1(6). С. 67.
2. Хабас Т.А. Нанопорошки металлов в технологии керамики: учебное пособие. Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2009. 230 с.
3. Ремпель А.А. // Успехи химии. 2007. № 76(5). С. 474.
4. Амосов А.П., Бичуров Г.В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридов. М.: Машиностроение-1, 2007. 526 с.
5. Titova Yu.V., Shiganova L.A., Majdan D.A., Bichurov G.V. // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2014. V. 55. № 2. P. 177.

6. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г., Сычев А.Е. // Цветная металлургия. 2006. № 5. С. 9.

7. Shiganova L.A., Amosov A.P., Bichurov G.V., Titova Yu.V. // Russian journal of non-ferrous metals. 2011. № 52 (1). P. 91.

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

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ГОРЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ И ГРАНУЛИРОВАННЫХ СМЕСЕЙ Ti-C-Ni НАСЫПНОЙ ПЛОТНОСТИ**

**Абзалов<sup>1,2</sup> Н.И. магистрант, Кочетков<sup>1</sup> Р.А. Сеплярский<sup>1</sup> Б.С.**

<sup>1</sup> *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
РАН, Черноголовка*

<sup>2</sup> *Уфимский государственный авиационный технический университет  
Уфа, [abzalov396@mail.ru](mailto:abzalov396@mail.ru)*

Материалы на основе карбида титана TiC имеют широкий спектр применения: от абразивов и защитных покрытий до конструкционных трибологических сплавов. При этом из-за высокой хрупкости карбида титана в материалах на его основе используется связка. В нашей работе мы использовали в качестве связки никель Ni.

В настоящее время основным методом получения материалов из исходных порошков является спекание, которое требует больших затрат энергии и времени, а также большого числа технологических операций, традиционных для порошковой металлургии. Альтернативой спеканию является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), который называют синтезом горением или автоволновым синтезом. СВС позволяет существенно снизить энергозатраты, т.к. тепло, необходимое для получения конечного продукта, выделяется при взаимодействии исходных реагентов. Другой очень важной особенностью СВС является плавление наиболее легкоплавких компонентов в процессе горения, что обеспечивает растекание расплава и самодиспергирование исходных реагентов.

Новизна данного исследования состоит в том, что автоволновой синтез продукта осуществлён в проточном реакторе с возможностью продува активного или инертного газа через засыпку шихты. Такой подход позволяет сделать синтез управляемым, целенаправленно влиять на химический и фазовый состав конденсированных продуктов, варьируя величину и состав газового потока через образец, в сочетании со структурированием (гранулированием) исходной смеси.

В более ранних работах, посвященных исследованию закономерностей горения гранулированных смесей Ti-C, было показано, что после синтеза

гранулы сохраняют свои размеры и не спекаются друг с другом. Этот результат имеет принципиальное значение для получения карбида титана с металлической связкой в порошкообразном состоянии, т.к. размол конечного продукта после синтеза представляет большие трудности и требует больших энергозатрат.

Данная работа посвящена исследованию закономерностей горения порошковых и гранулированных смесей Ti-C-Ni с разной массовой долей Ni (25÷50%) в смеси и анализу продуктов синтеза различными методами. Список исходных компонентов приведен в таблице.

Таблица. Применяемые вещества и реагенты.

Порошок	марка	Размеры частиц	
		до 50% масс.	до 90% масс.
Титан	ПТОМ	<31мкм	<63мкм
Сажа	П-803	<2,5мкм	<4мкм
Никель		<100мкм	<150мкм

Эксперименты показали, что при горении гранулированных смесей Ti-C-Ni после синтеза гранулы сохраняют свои размеры и не спекаются друг с другом.

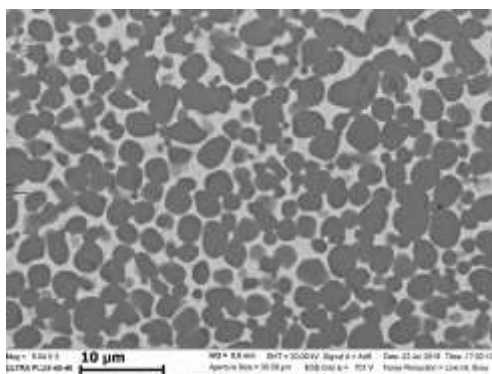


Рис.1 Микроструктура гранулы Ti+C+25%Ni после синтеза.

Микроструктура конденсированных продуктов (гранул) исследовалась методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе Ultra Plus фирмы Carl Zeiss. На рис. 1 приведена фотография микроструктуры гранул Ti+C+25%Ni после синтеза. Из рисунка видно, что средний размер зерен карбида составляет 2-4мкм, что на порядок меньше исходных размеров частиц титана (50мкм), т.е. в процессе горения происходит так называемое «самодиспергирование» частиц титана, а никелевая связка препятствует росту зерен карбида титана после синтеза. Особое внимание стоит уделить тому факту, что Ni равномерно распределен по грануле после синтеза (светлые области на рис.1, темные – карбид титана).

Также важно, отметить, что горение данной смеси, как порошковой, так и гранулированной, происходило в 2 этапа – сначала проходил фронт горения, а

сразу после этого начиналось разгорание (более яркое свечение) образца, длившееся в среднем 7-8с (см. рис. 2).

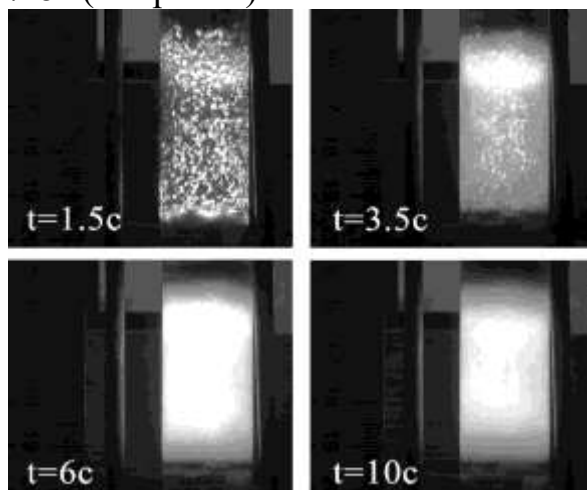


Рис. 2. Фотографии горящего образца из гранулированной смеси (Ti+C)+25%Ni в различные моменты времени.

По-видимому, двухстадийный характер горения связан с тем, что Ni, имея более низкую температуру плавления (1726K), чем титан (1933K), в процессе горения плавится и частично препятствует растеканию титана по саже, также, возможно, расплавы титана и никеля частично смешиваются, образуя раствор, откуда в последствии никель вытесняется углеродом. Отметим, что в конечном продукте мы видим лишь карбид титана и никель, что совпадает с результатами термодинамических расчетов. Последовательность реакций в волне горения и детализация механизма образования конечного продукта требует дальнейших исследований.

*Работа выполнена при участии РЦКП ИСМАН.*

## **ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ БОРИДА ЦИРКОНИЯ И КАРБИДА КРЕМНИЯ МЕТОДАМИ СВС И ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ**

***Яцюк<sup>1</sup> И.В. аспирант, Погожев<sup>1</sup> Ю.С., Новиков<sup>1</sup> А.В., Левашов<sup>1</sup> Е.А., Кочетов<sup>2</sup> Н.А., Ковалев<sup>2</sup> Д.Ю.***

*<sup>1-</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН, Москва, [ivansvoy@mail.ru](mailto:ivansvoy@mail.ru)*

*<sup>2-</sup> Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка*

Диборид циркония  $ZrB_2$  обладает комплексом уникальных свойств [1, 2], в том числе высокими температурой плавления (3245 °C), теплопроводностью,

твердостью, стойкостью к абразивному износу и агрессивным средам. Конструкционная высокотемпературная керамика на основе  $ZrB_2$ , способная работать в окислительной среде при температурах свыше  $1500\text{ }^\circ\text{C}$ , обладает низкой плотностью и высокими прочностными характеристиками при повышенных температурах. Применение таких материалов перспективно в машиностроении [3], а также в технологии магнетронного напыления защитных покрытий [4, 5]. Основным недостатком керамики на основе  $ZrB_2$  является ее низкая пластичность и трещиностойкость.

Для повышения жаростойкости, трещиностойкости и прочностных характеристик керамики на основе  $ZrB_2$  применяют такие добавки, как  $ZrSi_2$ ,  $TaSi_2$ ,  $MoSi_2$  и  $SiC$  [6-8]. Основными методами получения такого рода высокотемпературной керамики являются горячее прессование (ГП) и искровое плазменное спекание (ИПС) [6-8]. Введение карбида кремния в керамику на основе  $ZrB_2$  повышает ее плотность и стойкость к окислению при высокой температуре. Образующаяся защитная оксидная пленка на поверхности материалов в процессе окисления представляет собой непрерывную и плотную коррозионностойкую стекловидную композицию  $SiO_2$ - $B_2O_3$  с равномерно распределенными мелкими зернами  $ZrO_2$ . Добавление некоторого количества силицидов ( $MoSi_2$ ,  $ZrSi_2$ ) также повышает жаростойкость (более  $1500\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 30-50 ч) композиции  $ZrB_2$ - $SiC$  и способствует снижению пористости компактного материала после ГП или ИПС. Одним из эффективных способов получения керамики в системе  $Zr$ - $B$ - $Si$ - $C$  является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [9, 10]. В волне горения протекают химические реакции с формированием необходимого фазового состава. Для получения компактной керамики в работе использовалась технология силового СВС-компактирования [9, 10] и гибридная технология: получение СВС порошка и его дальнейшая консолидация методом ГП.

Исследована кинетика и механизм горения реакционных смесей  $Zr$ - $B$ - $Si$ - $C$ , изучена стадийность химических превращений при синтезе высокотемпературной боридно-карбидной керамики состава  $ZrB_2 + X\%$   $SiC$ , где параметр  $X$  – количество карбида кремния ( $X = 25, 50, 75\%$ ). По технологиям силового СВС-компактирования и СВС + ГП получена компактная керамика. Проведены комплексные материаловедческие исследования продуктов синтеза, включающие анализ химического и фазового состава, структуры и свойств компактной керамики и СВС-порошка, а также жаростойкости компактных образцов.

Проведены эксперименты по изучению кинетики горения реакционных смесей из элементов для смесей с  $X = 75\%$  и  $25\%$ . Определены экспериментальные зависимости  $T_2$  и  $U_2$  от  $T_0$ , рассчитаны значения эффективной энергии активации процесса горения  $E_{eff}$ , составившие 170-270 кДж/моль и свидетельствующие о лимитирующей роли жидкофазных процессов взаимодействия. Методом динамической дифрактографии изучена стадийность химических превращений в волне горения: в первые моменты реакции из расплава формируется  $ZrB_2$ , далее с незначительным временным отрывом (0,1-

0,2 с) при взаимодействии расплавленного кремния с другими компонентами формируется SiC.

С помощью технологий силового СВС-компактирования, а также гибридной технологии СВС + ГП изготовлены компактные образцы на основе  $ZrB_2$ , характеризующиеся высокой твердостью (20-24 ГПа) и низкой остаточной пористостью (не более 1,5 %). Микроструктуру и элементный состав компактных продуктов синтеза до испытаний на жаростойкость (поперечные шлифы и изломы) и после (изломы) изучали с помощью методов СЭМ, ЭДС и РФА.

По технологии силового СВС-компактирования изготовлены компактные образцы  $ZrB_2 + X \% SiC$ , характеризующиеся высокой твердостью и низкой остаточной пористостью. Также по технологии СВС была получена серия порошков  $ZrB_2 + X \% SiC$  для последующей консолидации методом ГП. Для полученных СВС порошков был проведен анализ гранулометрического состава, описана морфология и микроструктура частиц с приведением результатов СЭМ, ЭДС и РФА.

Проведены испытания компактных образцов на жаростойкость при температуре 1200 °С в течение 30 ч с последующими взвешиванием и отбором образцов после 0,5 ч испытаний для структурных исследований. Показано, что при окислении образцов в зависимости от состава на их поверхности формируется пленка толщиной 10-40 мкм, состоящая из комплексных оксидов  $SiO_2-ZrO_2-B_2O_3$ ,  $ZrSiO_4$ , служащих эффективным диффузионным барьером, снижающим скорость окисления. По кинетическим кривым определены скорости окисления, которые составили 0,0055-0,022 мг/(ч×см<sup>2</sup>). При выдержке более 10 часов наблюдалась убыль массы в результате испарения  $B_2O_3$  и других летучих оксидов (СО, СО<sub>2</sub> и др.).

Работа проводилась при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ частично в рамках госзадания №.11.1207.2017/ПЧ по части горения и структурообразования и частично в рамках программы повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» (проект № К2-2014-012) по части получения компактного материала с использованием технологий ГП и ИПС.

#### Список литературы:

1. K. Upadhyaya, J.-M. Yang, W.P. Hoffman, Materials for ultrahigh temperature structural applications, Am. Ceram. Soc. Bull. 76 (12) (1997) 51–56.
2. R. Licheri, R. Orrù, C. Musa, G. Cao, Combination of SHS and SPS techniques for fabrication of fully dense  $ZrB_2-ZrC-SiC$  composites, Mater. Lett. 62 (2008) 432–435.
3. E. Wuchina, E. Opila, M. Opeka, W. Fahrenholtz, I. Talmy, UHTCs: Ultra-High Temperature Ceramic Materials for Extreme Environment Applications, Interface. 16 (4) 2007 30 – 36.
4. Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, A.V. Bondarev, D.V. Shtansky, E.A. Levashov. Structure and properties of nanocomposite Mo—Si—B—(N) coatings, Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces 51 (2015), 794-802.



5. Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, J.F. Pierson, K.A. Kuptsov, D.V. Shtansky. Hard Cr–Al–Si–B–(N) coatings deposited by reactive and non-reactive magnetron sputtering of CrAlSiB target, *Applied Surface Science* 314 (2014) 104–111.
6. D. Sciti, S.Guicciardi, A.Bellosi, Properties of a pressureless-sintered ZrB<sub>2</sub>–MoSi<sub>2</sub> ceramic composite, *J. Am. Ceram. Soc.* 7 (2006) 2320–2322.
7. S.Q. Guo, Y. Kagawa, T. Nishimura, H. Tanaka, Pressureless sintering and physical properties of ZrB<sub>2</sub>-based composites with ZrSi<sub>2</sub> additive, *Scr. Mater.* 58 (2008) 579–582.
8. W.W.Wu, G.J.Zhang, Y.M.Kan, P.L.Wang, K.Vanmeense, J.Vleugels, O. Vander Biest, Synthesis and microstructural features of ZrB<sub>2</sub>–SiC-based composites by reactive spark plasma sintering and reactive hot pressing, *Scr. Mater.* 57 (2007) 317–320.
9. Yu.S. Pogozev, I.V. Iatsyuk, A.Yu. Potanin, E.A. Levashov, A.V. Novikov, N.A. Kochetov, D.Yu. Kovalev, The kinetics and mechanism of combusted Zr-B-Si mixtures and structural features of ceramics based on zirconium boride and silicide, *Ceram. Intern.*, 42 (2016) 16758-1676.
10. I.V. Iatsyuk, Yu.S. Pogozev, E.A. Levashov, A.V. Novikov, N.A. Kochetov, D.Yu. Kovalev, Features of production and high-temperature oxidation of SHS-ceramics based on zirconium boride and zirconium silicide, *Izv. vuzov. Poroshk. Metallurgiya i funkts. pokrytiya*, 1 (2017) 29–41.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА СПЛАВАХ АК4-1 И АК12Д**

*Галлямова Р.Ф. магистрант, Мусин Ф.Ф., Дударева Н.Ю., Зарипов Н.Г.*

*ФГБОУ Уфимский государственный Авиационный технический  
Университет, Уфа, [rida\\_gallyamova@mail.ru](mailto:rida_gallyamova@mail.ru)*

Развитие техники на современном этапе диктует новые требования к конструкционным материалам, в том числе к материалам со специфическими свойствами рабочих поверхностей. Необходимость повышения надежности и долговечности конструкций выдвигает проблему создания электроизоляционных и износостойких слоев, обеспечивающих защиту металлов от воздействия агрессивных сред, высоких температур, механического и коррозионного разрушений. В качестве конструкционных материалов в машиностроении и технике широко используются в настоящее время металлы вентильной группы (Al, Ti, Nb, Zr) и сплавы на их основе, которые, несмотря на удачное сочетание механических и физико-химических свойств, нуждаются, тем не менее, в модифицировании поверхности этих материалов, обеспечивающей защиту от разрушающих факторов.

Среди известных методов нанесения защитных покрытий на вентильные металлы и их сплавы большое распространение в последние годы получает метод микродугового оксидирования (МДО). Несмотря на выполненные отечественными и зарубежными учеными обширные и глубокие исследования процесса МДО и получаемых покрытий, некоторые вопросы пока не нашли достаточного отражения. Остаются слабо изученными структура, фазовый состав и физико-механические свойства покрытий.

Сущность МДО заключается в том, что под действием высокого напряжения, прикладываемого между находящейся в электролите деталью и электродом, на поверхности детали возникают микродуговые разряды, после чего поверхностный слой детали перерабатывается в керамическое покрытие, который прочносцеплен с металлической основой. Электролит представляет собой раствор гидроксида калия (KOH) и жидкого натриевого стекла ( $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ ) в дистиллированной воде.

В связи с тем, что МДО-слои по своей сути являются не покрытиями, а модифицированными поверхностными слоями, то и по прочности сцепления с материалом основы они значительно превосходят другие защитные покрытия. А сочетание высокой твердости, износостойкости и коррозионной стойкости МДО-слоев способствуют тому, что технология МДО успешно конкурирует не только с традиционными электрохимическими технологиями нанесения покрытий, но и с методами напыления.

Необходимо отметить, что фазовый состав упрочненного при МДО слоя, его физико-механические характеристики до недавнего времени, как правило, связывали с режимом оксидирования, но не с химическим составом оксидируемого материала. Так как метод МДО в настоящее время применим к дуралюминам, было предложено применить технологию для сплавов АК4-1 и АК12Д.

В работе исследовано влияние материала основы АК4-1 и АК12Д на структуру и свойства покрытий, полученных методом МДО.

## **ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКА НИТРИДА АЛЮМИНИЯ МАРКИ СВС-АЗ ДЛЯ ПРИГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИТА AL-ALN**

***Уварова И.А. студентка, Болоцкая А.В., Шоломова А.В., Титова Ю.В.***

***Самарский государственный технический университет, Самара,***

***[mr.simple2@mail.ru](mailto:mr.simple2@mail.ru)***

В последнее время постоянно повышается спрос на композиционные материалы (КМ), в частности к литым алюмоматричным композиционным материалам (АКМ) с дисперсно-порошковым наполнителем, благодаря их высокой удельной прочности, малой плотности и хорошим технологическим свойствам [1]. В качестве упрочняющей фазы в алюминиевой матрице чаще всего используют керамические частицы тугоплавких соединений: оксидов

( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), нитридов ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{AlN}$ ), карбидов ( $\text{SiC}$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{B}_4\text{C}$ ), боридов ( $\text{TiB}_2$ ) и других [2].

Среди вышеупомянутых армирующих частиц нитрид алюминия не вступает в реакцию с жидким алюминием, обладает отличной электропроводностью, низким коэффициентом теплового расширения, высокой твердостью и хорошей коррозионной стойкостью при повышенных температурах. Композит  $\text{Al-AlN}$  обладает высоким модулем упругости и хорошей теплопроводностью. Он может быть использован в полупроводниковой и авиационно-космической технике.

Вместе с тем внедрение в производство АКМ, армированных частицам  $\text{AlN}$ , затрудняется рядом нерешенных технологических и экономических проблем, таких как введение и равномерное распределение нанопорошков в расплаве алюминия, а также высокой стоимостью исходных керамических нанопорошков [3].

Заметный вклад в решение этих проблем может внести использование достижений простой энергосберегающей порошковой технологии на основе процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) тугоплавких химических соединений, изобретенного в 1967 году академиком А.Г. Мержановым и профессорами И.П. Боровинской и В.М. Шкиро [4, 5].

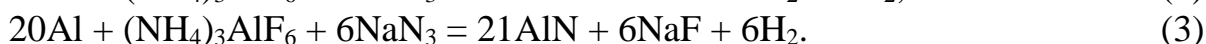
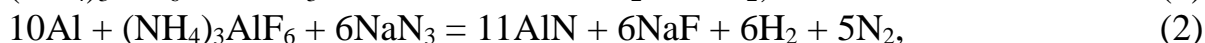
Для решения задачи получения нанопорошка  $\text{AlN}$  по ресурсосберегающей технологии СВС перспективно использование такого ее варианта как азидная технология СВС, которая обозначается как СВС-Аз и с 1970 года разрабатывается в Самарском государственном техническом университете [6]. Технология СВС-Аз основана на использовании азида натрия  $\text{NaN}_3$  в качестве твердого азотирующего реагента и галоидных солей. Анализ широкого класса неорганических галоидных солей, предполагаемых для использования в системах СВС ( $\text{AlF}_3$ ,  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ,  $\text{K}_3\text{AlF}_6$ ,  $(\text{NH}_4)_3\text{AlF}_6$ ) показывает, что наибольшего внимания заслуживает комплексная соль галогенида азотируемого элемента – гексафторалюминат аммония. Результаты исследования процесса получения нитрида алюминия из систем, содержащих фторид алюминия и гексафторалюмината натрия описаны в работах [7, 8].

Однако нанопорошок  $\text{AlN}$  имеет низкую насыпную плотность ( $1,8\text{--}2\text{ г/см}^3$ ), что затрудняет его погружение в расплав алюминия с большей плотностью  $2,3\text{ г/см}^3$ ; частицы нанопорошка плохо смачиваются жидким алюминием, слипаются в агломераты и окисляются на поверхности расплава, в связи с чем прямое замешивание порошкообразного  $\text{AlN}$  в насыпном виде в расплав алюминия не приводит к успеху. В работе [9] был предложен простой способ ввода частиц  $\text{AlN}$  в расплав алюминиевомагниевого сплава  $\text{AMg6}$  в виде композиционной лигатуры, полученной сплавлением флюса карналлит  $\text{KCl}\cdot\text{MgCl}_2$  с нанопорошком  $\text{AlN}$  в смеси с криолитом  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ .

Смесь микро- и нанопорошка нитрида алюминия (65 %) и соли  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$  (35 %), полученную по азидной технологии СВС в твердожидком состоянии удалось ввести в сплав  $\text{AM5}$  и получить литой композиционный алюминиевый сплав расчетного состава  $\text{AM5+1\%AlN}$  [10].

В настоящей работе делается следующий шаг и более конкретно рассматривается, использование нанопорошка нитрида алюминия, полученного по азидной технологии СВС с использованием нового прекурсора – гексафторалюмината аммония для получения нанокompозита, содержащего большее количество нитрида алюминия (Al-(1-10%)AlN).

Уравнение химических реакций получения нитрида алюминия будет выглядеть следующим образом:



Фазовый состав синтезированных продуктов определяли на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA фирмы «Termo Scientisic». Количественный фазовый анализ производился методом полнопрофильного анализа (метод Ритвельда). Исследование топографии поверхности и морфологии частиц порошка проводилось на растровом электронном микроскопе JSM-6390A фирмы «Jeol». Результаты рентгенофазового анализа приведены в таб. 1.

Таблица 1. Соотношение фаз в промытых продуктах горения

Состав исходной смеси	Состав продуктов горения, масс. %		Форма частиц нитрида алюминия
	AlN	Na <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub>	
(NH <sub>4</sub> ) <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub> + 6NaN <sub>3</sub>	39,0	61,0	равноосная
10Al + (NH <sub>4</sub> ) <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub> + 6NaN <sub>3</sub>	80,5	19,5	сферическая
20Al + (NH <sub>4</sub> ) <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub> + 6NaN <sub>3</sub>	95,0	5,0	нитевидные кристаллы

При изменении соотношения исходных компонентов изменяется не только размер, но и морфология частиц порошка нитрида алюминия. При содержании Al в шихте в количестве 10 молей, AlN представляет собой частицы сферической формы, диаметром 200-400 нм. При увеличении содержания Al до 20 молей, нитрид алюминия синтезируется в виде волокон диаметром 100-300 нм и длиной до 3 мкм.

Таким образом, для получения АМК предлагается использовать продукты горения смесей (2) и (3), так как они содержат большее количество нитрида алюминия, а для производства композиционного сплава Al-AlN использовать три способа: с использованием флюсовой лигатуры (композиции) «флюс-AlN»; ввод порошка нитрида алюминия в твердо-жидкий расплав; нагрев порошка нитрида алюминия до высокой температуры и заливка его расплавом алюминия.

#### Список литературы:

1. Косников, Г.А. О перспективах разработки литейных наноструктурных композиционных алюмоматричных сплавов / Г.А. Косников // Материалы X съезда литейщиков РФ, Казань, 2011. - с. 187-195.
2. Панфилов А.А. Современное состояние и перспективы развития литых дискретно-армированных алюмоматричных композиционных материалов, Литейщик России. 7 (2008) 23-28.

3. Каталог нанопорошков оксидов, карбидов, нитридов [Электронный ресурс], <http://plasmotherm.ru/catalog/>.
4. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г., Сычев А.Е. Принципы и методы регулирования дисперсной структуры СВС-порошков: от монокристаллов до наночастиц, Известия вузов. Цветная металлургия. 5 (2006) 9-22.
5. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: Учеб. пособ. / Под научной редакцией В.Н. Анциферова. М.: Машиностроение-1, 2007.
6. Амосов А.П., Бичуров Г.В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридов: Монография.- М.: Машиностроение-1, 2007. - 526 с.
7. Титова, Ю. В. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез наноструктурированного порошка нитрида алюминия с использованием фторида алюминия и азиды натрия [Текст] / Ю. В. Титова, Л. А. Шиганова, Д. А. Майдан, Г. В. Бичуров // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, 2012. – С. 25-29.
8. Амосов А.П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез нанопорошка нитрида алюминия из смеси порошков « $\text{Na}_3\text{AlF}_6 + 3\text{NaN}_3 + n\text{Al}$ » / А.П. Амосов, Ю.В. Титова, Д.А. Майдан, А.В. Шоломова // Журнал неорганической химии, 2016. – Т. 61. – № 10. – С. 1282-1291.
9. Amosov, A.P. Fabrication of Al-AlN Nanocomposites / A.P. Amosov, Yu.V. Titova, I.Yu. Timoshkin, A.A. Kuzina // Key Engineering Materials, 2016. - Vol. 684 (2016). – P. 302-309.
10. Titova, Yu.V. Azide SHS of aluminium nitride nanopowder and its application for obtaining Al-Cu-AlN cast nanocomposite // Material Science and Engineering, 2016. – 156 (2016) 012037.

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

## **РАЗРАБОТКА МЕТОДА ПОЛУЧЕНИЯ ТОКОДИСПЕРСНЫХ ВЯЖУЩИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДОМЕННЫХ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ШЛАКОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ АППАРАТА ВИХРЕВОГО СЛОЯ**

**Хайдаров Б.Б. аспирант, Суворов Д.С., Абрамов А.К., Мазов И.Н.,  
Марушина А.А., Жукова П.А., Кузнецов Д.В.**

**НИТУ «МИСис», Москва, [bekzod1991@mail.ru](mailto:bekzod1991@mail.ru)**

Тонкодисперсные вяжущие материалы применяются для укрепления грунтов, возведения фундаментов, проведения ремонтных работ, строительства подземных сооружений и аэродромов. Отмечается, что данный материал имеет

определенный гранулометрический состав (частицы имеют размер не более 16 мкм), позволяющий использовать его в технологии пропитки грунтов. Работа направлена на разработку технологии для получения импортозамещающих тонкодисперсных вяжущих на основе доменных гранулированных шлаков. Процесс получения тонкодисперсных вяжущих материалов, описанный в работе состоит из помола доменного гранулированного шлака с применением аппарата вихревого слоя и последующей воздушной классификации с целью получения годной фракции с размером частиц менее 16 мкм. Проведены исследования по оптимизации процесса получения, методом лазерной дифракции и электронной микроскопии проведены исследования гранулометрического состава и структуры образцов.

## **СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОПОРОШКОВ ГЕКСАФЕРРИТА СТРОНЦИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАСПЫЛИТЕЛЬНОГО ПИРОЛИЗА**

*Марушина А.А. студентка, Юдинцева Т.И., Хайдаров Б.Б., Суворов Д.С.,  
Шерстобитова Е.С., Кузнецов Д.В.*

*НИТУ «МИСис», Москва, [marushina.anastasia@yandex.ru](mailto:marushina.anastasia@yandex.ru)*

Наноструктурные магнитотвердые материалы, такие как гексаферрит стронция, являются перспективными и могут найти применение в составе магнитных жидкостей, устройств хранения информации, электротехнических приборов, лакокрасочных покрытий с особыми свойствами, устройств магнитооптики. Современные методы, которые используются для синтеза гексаферрита стронция, отличаются малой энергоэффективностью, долгим временем получения, так же отмечается широкое распределение частиц по размерам.

Как альтернатива существующим способам синтеза наноструктурного гексаферрита стронция может быть предложен метод распылительного пиролиза аэрозолей. Данный метод отличается технической простотой, высокой энергоэффективностью и масштабируемостью. Суть метода заключается в со-пиролизе водных растворов нитратов железа и стронция с последующим получением наноструктурного порошка.

В ходе работы методом распылительного пиролиза были синтезированы образцы наноструктурного гексаферрита стронция. В качестве исходного компонента выступали 10% водные растворы  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$  и  $\text{Ba}(\text{NO}_3)_2$ , которые переводились в аэрозольное состояние с применением ультразвукового распылителя (частота работы 1,7 МГц). Далее, аэрозольные частицы газом носителем, в роли которого выступал воздух, переносились в реактор трубчатой печи, температура в котором составляла от 800 до 1100 °С шагом 100 °С. Полученные порошковые образцы были исследованы с применением

термогравиметрического анализа, рентгеновской дифрактометрии, анализа методом удельной поверхности методом низкотемпературной адсорбции азота, растровой электронной микроскопии. Установлено влияние температуры на фазовый состав и количество остаточной соли и влаги в структуре синтезируемого материала. Также выявлено, что образцы состоят из полых микросфер с размером от 0,7 мкм до 2 мкм.

Проведенные исследования показывают пригодность данного метода для синтеза наноструктурных порошков гексаферрита стронция методом распылительного пиролиза.

## **ОПТИМИЗАЦИЯ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ БЕСКЛИНКЕРНЫХ ВЯЖУЩИХ НА ОСНОВЕ ДОМЕННЫХ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ШЛАКОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АППАРАТА ТИПА ВЭГ**

***Суворов Д.С. аспирант, Хайдаров Б.Б., Мазов И.Н., Жукова П.А., Салтыкова Я.С., Абрамов А.К., Горчаков В.В., Марушина А.А., Кузнецов Д.В.***

***НИТУ «МИСиС», Москва, [suvorov8225@yandex.ru](mailto:suvorov8225@yandex.ru)***

Металлургическое производство связано с образованием значительного количества технологических отходов (шлаков, шламов, окалины, пыли газоочистки и др.), которые накапливаются на металлургических предприятиях, причем совершенствование технологий не всегда сопровождается сокращением объема этих отходов. Основную проблему представляют шлаки, накопленные в виде отвалов – терриконов высотой до 45-50 м. В России, по некоторым оценкам, только сталеплавильных шлаков накоплено свыше 250 млн. т, они занимают площадь около 1,3 тыс. га. Наибольший объем переработки шлака, текущего производства достигнут в доменном переделе. Доменный шлак, как правило, перерабатывается в жидком состоянии, при этом производится гранулированный шлак, шлаковая пемза или вата. На рисунке 1 представлена фотография доменного гранулированного шлака. Одним из перспективных путей применения гранулированных доменных шлаков (ГДШ) является их использование в минеральных вяжущих смесях для гражданского и дорожного строительства.



Рис.1. Внешний вид доменного граншлака до и после измельчения.

В настоящее время не существует универсальных технологий, которые бы позволяли энергоэффективно перерабатывать различные шлаки металлургического производства для дорожной и строительной отрасли. В рамках данной работы для измельчения и активации гранулированных доменных шлаков производства ОАО «НЛМК» и ПАО «Северсталь» использовали аппараты типа ВЭГ, работа которых основана на принципе вихревой электромагнитной гомогенизации. Важным преимуществом данной технологии являются низкие удельные энергозатраты в случае измельчения относительно нетвердых материалов. Внешний вид лабораторной установки ВЭГ и ее комплектующих представлен на рисунке 2.

На рисунке 2 обозначены: 1 – трехфазный индуктор; 2 – панель пневмокоммутации; 3 – пульт управления; 4 – экран монтажной панели; 5 – монтажная панель с пневмоэлементами; 6 – вакуум-насос и (или) компрессор; 7 – стойка установки; 8 – силовой шкаф управления.

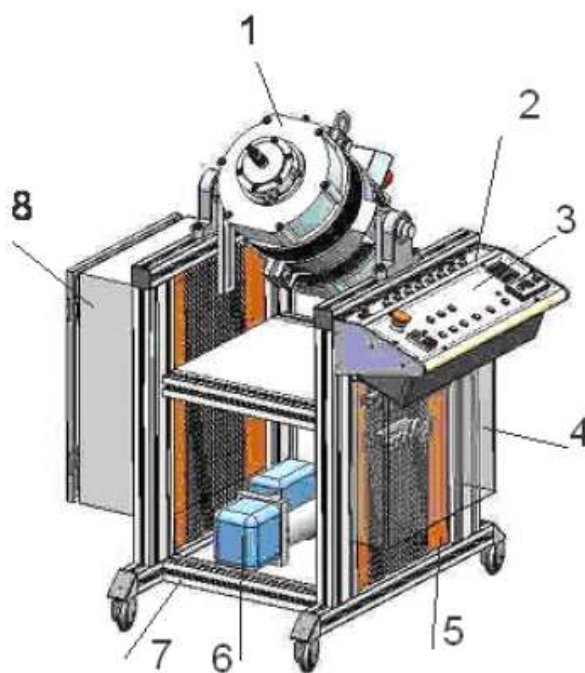


Рис.2. Внешний вид лабораторной установки ВЭГ.



Проведенные исследования показали, что данная технология позволяет получать тонкомолотое минеральное вяжущее на основе ГДШ с существенно меньшими энергозатратами и совместить измельчение с процессом кислотной или щелочной активации. Также отметим, что применение данной технологии позволяет получать тонкодисперсные шлаковые вяжущие с размером частиц менее 10 мкм и с выходом годного до 95 % масс., что весьма затруднительно в случае использования традиционных технологий измельчения. Марочность разработанного бесклинкерного минерального вяжущего соответствует марке цемента М400 - М500. Разрабатываемые материалы, могут быть эффективно использованы как материал для изготовления влагостойких изделий для дорожных покрытий (бордюрные камни, тротуарная плитка и др.), укрепления грунтов оснований дорог и аэродромов, а также производства различного типа микроцементов.

## **БИПЕДАЛЬНАЯ РОБОПЛАТФОРМА – ОСНОВА ДЛЯ ЭКЗОСКЕЛЕТА И ТРАНСПОРТЕРА**

**Урванцев<sup>1</sup> М.В. школьник, Богданова<sup>2</sup> Е.С. школьник, Комаров<sup>1</sup> А.Е.  
школьник**

**<sup>1</sup>-МОУ СОШ № 82, Черноголовка**

**<sup>2</sup>-МОУ СОШ №75, Черноголовка**

В данной работе мы проводим расчёт и конструируем бипедальную платформу, которая может быть основой следующих механизмов:

1. Промышленный экзоскелет.
2. Спортивный и медицинский экзоскелет.
3. Бипедальный робот.
4. Платформа для передвижения по сложному или легко повреждаемому

грунту.

5. Платформа для перемещения людей с ограниченными возможностями  
Основная специфика нашей работы – мы хотим за счет оптимизации механической, электронной и электротехнической схем, а также за счет максимально возможного применения в конструкции недорогих деталей автомобилей и электроники из экониши Arduino [1] сделать наши механизмы легко повторяемыми и недорогими.

В работе рассмотрены следующие механизмы:

1. Кривошип со скользящим подшипником
2. Механизм с двойным кривошипом
3. 4-х звенный механизм в общем виде
4. Механизм Хойкена (4-х звенный)
5.  $\lambda$  – механизм Чебышева (4-х звенный) [2]

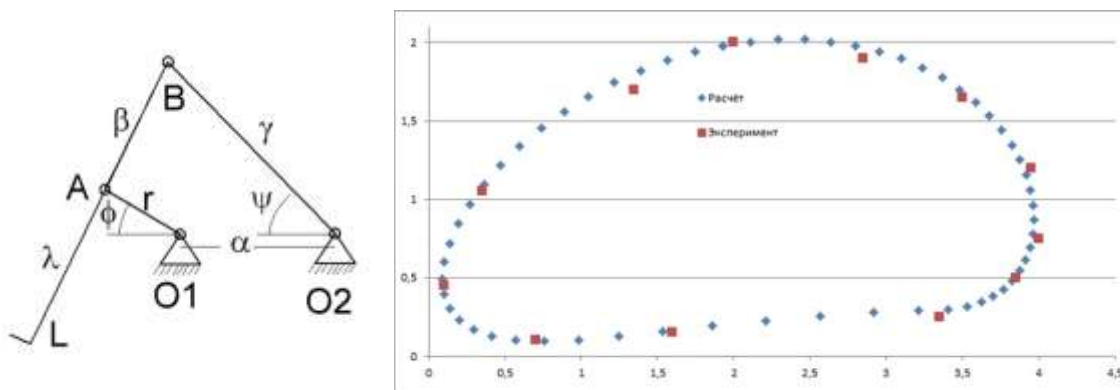
Расчёт 4-х звенного механизма сделан с помощью программы электронных таблиц, тригонометрии и кропотливого вычисления с проверкой на макете. А считали мы так- вычисляем положение (координаты x и y) точки A в зависимости от угла  $\phi$ , затем вычисляем положение точки B в зависимости от угла  $\psi$  как переменной, и с помощью программного средства «Поиск решения» в электронных таблицах находим величину этого угла  $\psi$ , решая с ограничением «расстояние между точками A и B равно  $\beta$ ), по шагам:

$$A_x = -a \cos \phi, \quad A_y = a \sin \phi, \quad B_x = a - g \cos \psi, \quad B_y = g \sin \psi$$

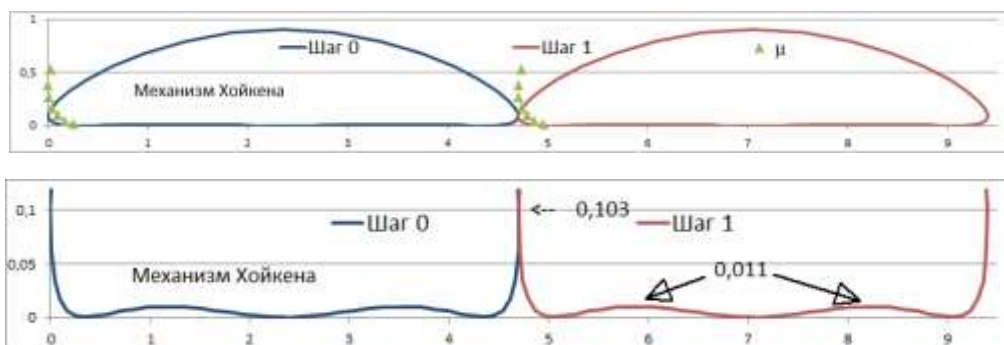
$$\text{Для расстояния между A и B имеем: } \beta^2 = (A_x - B_x)^2 + (A_y - B_y)^2$$

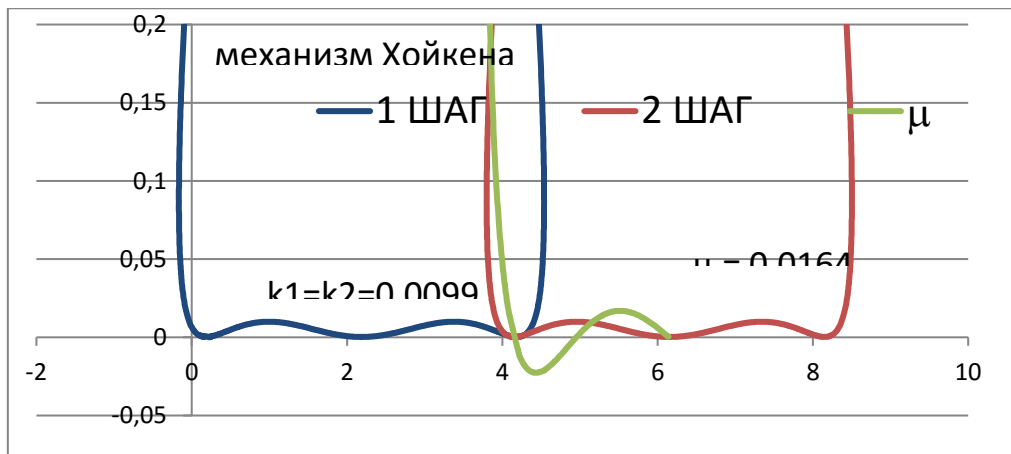
$$\text{или } (A_x - B_x)^2 + (A_y - B_y)^2 - \beta^2 = 0$$

Решая это уравнение для каждого угла  $\phi$  мы находим угол  $\psi$  и по этим углам рассчитываем траекторию ступни механизма.



Для сравнения на графике траектории приведены также точки, полученные экспериментальным путем на макете. В произвольном 4-х звенном механизме заметны колебания центра тяжести при ходьбе, что приводит к потере энергии, причем эти потери снижают к.п.д. на порядок. Для уменьшения колебаний центра тяжести (и увеличения к.п.д.) мы применили механизм Хойкена, при этом сделал вариант с вертикально расположенными механизмами и независимым движением правой и левой ноги.





Траектория движения ног в механизме Хойкена (вверху), в увеличенном масштабе (среднее), и модифицированный механизм.

По графику траектории ступней видно, что центр тяжести поднимается / опускается в основном в районе перемены опорных ступ, но рядом с этой областью есть участок с практически горизонтальной траекторией, когда при вращении привода центр тяжести практически не меняет высоты. Подъем / опускание центра тяжести обусловлено жесткой механической связью приводов левого и правого механизмов. Алгоритм модификации простой – перед отрывом опорной ноги мы подведем свободную ногу таким образом, что при подъеме опорной сила опора сразу будет переходить, без опускания центра тяжести, как в обычном механизме Хойкена. В модифицированной модели неэффективность, связанная с изменением высоты центра масс, становится сравнимой с потерями, вызванные неточностями конструкции и рельефом.

Полученные данные мы свели в таблицу, вместе с данными по другим способам передвижения [3]

Тип передвижения	Скорость, км/ч	эффективность k	Относительный момент $m_y$	Относительная скорость ступней $V_s$
Человек пешком*	5	16,22		
Человек бегом*	7	6,79		
Человек бегом*	9	2,33		
Велосипед*	9	58,3		0
Велосипед*	18	29,2		0
Робот на двойном кривошипе		2	1	2
Робот со скользящим подшипником		4	1	2,03
Робот на 4 звенном механизме		4,6	1,05	2,09
Робот на I механизме Чебышева		590	0,4	1,037
Робот на механизме Хойкена		38	0,53	0,914
Модифицированный механизм Хойкена		227	0,0164	0

Таким образом, наш модифицированный механизм является наилучшим по к.п.д. и необходимому моменту двигателя.

Список литературы:

1. <http://www.arduino.cc>
2. В. П. Демьянов. Рыцарь точного знания: о П. Л. Чебышеве, его учителях и учениках. – М.: Знание, 1991.
3. [http://the-mostly.ru/misc/effektivnost\\_velosipeda.html](http://the-mostly.ru/misc/effektivnost_velosipeda.html)

## **ПОДОБАРОМЕТР И ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫЙ ДИНАМОМЕТР ДЛЯ КОЛИЧЕСТВЕННОГО АНАЛИЗА В МЕДИЦИНЕ**

***Богданова<sup>1</sup> Е.С. школьник, Урванцев<sup>2</sup> М.В. школьник,  
Комаров<sup>2</sup> А.В. школьник***

*<sup>1</sup>- МОУ СОШ №75, Черноголовка*

*<sup>2</sup>- МОУ СОШ №82, Черноголовка*

В развитых странах дисфункции стоп затрагивают более 40% населения, 12 % которого подверглось оперативному лечению [1]. А при диабете у 60-80% больных отмечено диабетическое плоскостопие, и у более чем половины из них дисфункция стопы может стать причиной появления диабетических язв, развития гангрены и даже ампутации конечности. Число подверженных диабету больных в мире к 2030 году достигнет 366 миллионов [1]. Таким образом, инструментальное исследование плоскостопия чрезвычайно актуально.

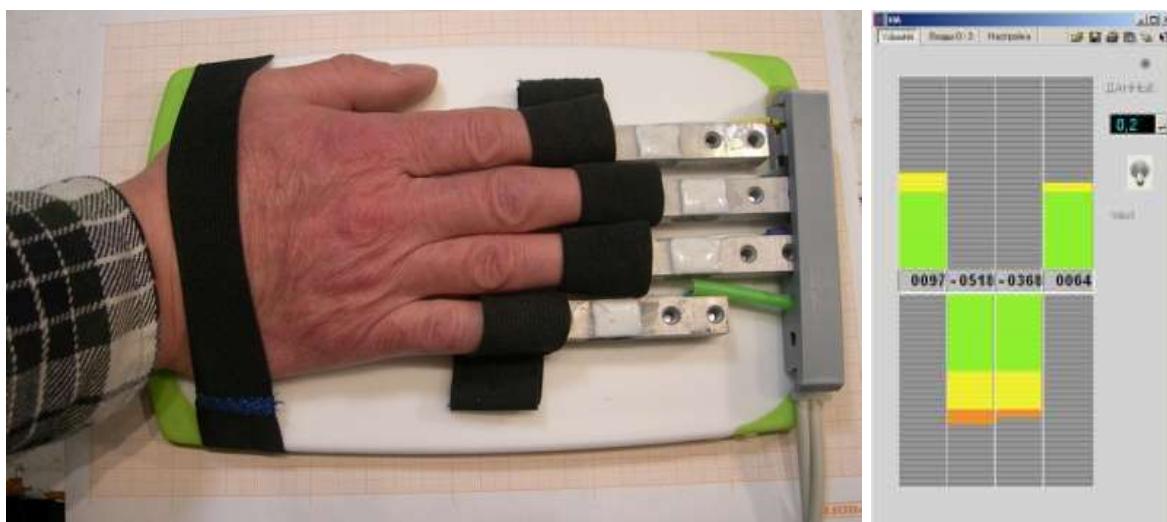
В России ежегодно регистрируется более 400 000 инсультов, и общий риск повторного инсульта в первые 2 года после первого инсульта составляет от 4 до 14 % [2]. И инсульт «молодеет» - нередки случаи инсульта среди больных 30-40 лет, а более трети больных- люди трудоспособного возраста. Так что создание инструментального средства реабилитации больных также чрезвычайно актуально. И мы не случайно объединили диагностику и реабилитацию при этих двух совершенно разных заболеваниях – в обоих случаях мы используем одну и ту же технологию – приборы на основе тензомостов, хотя функции приборов и различны.

Обычно для диагностики распределения давления врач просматривает стопу пациента через прозрачную платформу. Это дает чисто качественную картину, в то же время это не позволяет проводить анализ поведения опорно-двигательного аппарата при перераспределении давления по стопе- врач не может одновременно наблюдать и за стопой на платформе, и за состоянием других элементов опорно- двигательного аппарата. Все имеющиеся на рынке медицинского оборудования системы делятся на два уровня- либо это чрезвычайно дорогие (до млн. долларов) системы с тензорезисторами, либо полужэкспериментальные системы на сенсорах давления с невысокой точностью, практически это лишь индикаторы нагрузки. Но купить даже эти индикаторы

невозможно, поэтому отечественный врач остается без измерительных приборов. Задача разработки, конструирования и испытания прибора для измерения давления фрагментов стопы была нами выработана совместно с сотрудниками кафедры травматологии, ортопедии и хирургии катастроф Первого МГМУ имени И.М. Сеченова.

Самый простой сенсор, позволяющий регистрировать величину приложенной силы – это тензорезистор. Точно измерить силу давления датчику не по силам, но сконструированный нами прибор может быть использован для качественного наблюдения силы. В частности, на кафедре ортопедии Первого МГМУ имени И.М. Сеченова прибор использовали для фиксации наличия давления у больных с различными заболеваниями опорно – двигательного аппарата, например, регистрировали при каком давлении в какой области появляются болевые ощущения. Прибор оказался также чрезвычайно полезным при обследовании – врачу или персоналу достаточно контролировать давление в нужной точке стопы по показаниям прибора и не нужно постоянно отвлекаться на осмотр стопы под прозрачной платформой.

Для количественного измерения сил мы использовали тензомосты-металлические устройства с двумя тензорезисторами и двумя резисторами, соединенными в виде моста, отсюда и название. Это очень широко распространенный прибор, используемый в системах автоматического управления технологическими процессами. На основе проведенных испытаний макета мы сделали 2 прибора, в настоящее время переданных врачам, приборы проходят испытания в клинике 1 МГМУ, получены положительные отзывы и благодарности.



Задача разработки прибора для инструментальной диагностики пареза верхних конечностей (в том числе и как последствия инсульта) и реабилитации обсуждалась с врачами Центральной районной больнице г. Вышневолочка Тверской обл. Прибор с креплением на запястье и с резиновыми петельками для пальцев на динамометрических элементах был выбран как первый вариант, см. рис. Для реабилитации больных после инсульта (и / или пареза) мы

сконструировали платформу на 4 сенсора, диапазон 0 – 10 кг. Прибор с платформой позволяет проводить количественные измерения, а также есть возможность задания упражнений по программе с контролем как в реальном времени (по программе компьютера), так и с контролем врачом, в том числе уже после упражнений, по записанным на компьютер логам. Прибор проходит испытания в ЦРБ г. Вышнего Волочка, получены положительные отзывы и благодарности.

Список литературы:

1. Singh, N. Preventing Foot Ulcers in Patients With Diabetes // JAMA. Retrieved 21 November 2013.
2. 10 ведущих причин смерти в мире. ВОЗ, 2012 // <http://who.int/mediacentre/factsheets/fs310/en/>

## **ВЫЯВЛЕНИЕ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ГОРЕНИИ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ ТИТАНА И БОРА В СПУТНОМ ПОТОКЕ АЗОТА**

*Тарасов А.Г., Студеникин И.А., **Баринов Ю.Н.**, Карозина Ю.А. студентка*

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, [juliay686@mail.ru](mailto:juliay686@mail.ru)*

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

Проведенные нами ранее [2,3] экспериментальные исследования закономерностей горения смесей титана и бора в среде аргона показали, что применение титана, прошедшего предварительную термовакуумную обработку (ТВО) приводит к увеличению скорости горения. Было установлено, что поток инертного газа через горящий образец в направлении распространения фронта горения приводит к менее заметному увеличению скорости горения, чем для смесей с титаном, прошедшим ТВО [2]. Также было показано, что водород, содержащийся в порошке титана, при горении шихты выделяется и вступает во взаимодействие с бором, что снижает температуру и, соответственно, скорость горения [3]. Однако такие изменения в величине скорости горения при одинаковом химическом составе исходных смесей не приводят к изменению

фазового состава конденсированных продуктов [2], что согласно [1] соответствует равновесному механизму их формирования.

Целью данной работы было выявление последовательности превращений при горении порошковых смесей титана и бора в спутном потоке активного газа, - азота.

Для исследований был выбран интервал молярных отношений реагентов:  $[Ti]/[B]$  от 2,0 до 0,5. На процесс воздействовали с помощью предварительной термовакуумной обработки порошка титана (ТВО) и потока газа через горящий образец в направлении распространения фронта горения. Для приготовления шихты использовался порошок титана марки ПТОМ и бор аморфный марки Б-99А. Изменение содержания водорода в титане осуществлялось с помощью термовакуумной обработки (ТВО). По данным химического анализа для исходного титана содержание водорода - 0,14% масс., а после ТВО - менее 0,01% масс. Для сжигания использовались навески исходной смеси массой  $10,00 \pm 0,01$  г. Поток газа через образец обеспечивался подключением к нижней части пробирки через газовую магистраль форвакуумного насоса.

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

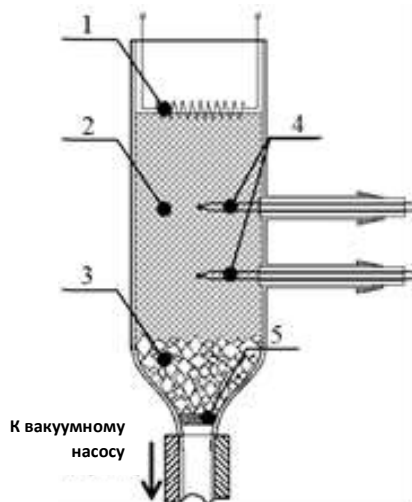


Рис. 1.Схема основного узла экспериментальной установки:

1—спираль; 2—исследуемый состав; 3—засыпка из корунда; 4—вольфрам-рениевые термопары; 5- сетка. Стрелкой обозначено направление потока газа

В ходе экспериментов осуществляли видеозапись процесса горения, а также проводили измерение давления газа и запись показаний термопар.

В результате проведенных экспериментальных исследований были определены зависимости скорости горения, химического и фазового состава конденсированных продуктов от состава шихты, ТВО порошка титана и потока азота через горящий образец. Обнаружено, что для смесей, приготовленных из титана, не прошедшего ТВО, организация продува горящего образца азотом (активным газом) в направлении распространения фронта горения приводит к менее заметному увеличению скорости горения, чем для смесей с титаном прошедшим ТВО (см. рис.2). При использовании составов  $Ti+0,5B$   $Ti+0,75B$  было обнаружено, что после прохождения фронта горения в нижней части образца формируется еще один фронт. Распространение этого (второго) фронта по образцу реализуется в обратном направлении: снизу-вверх.

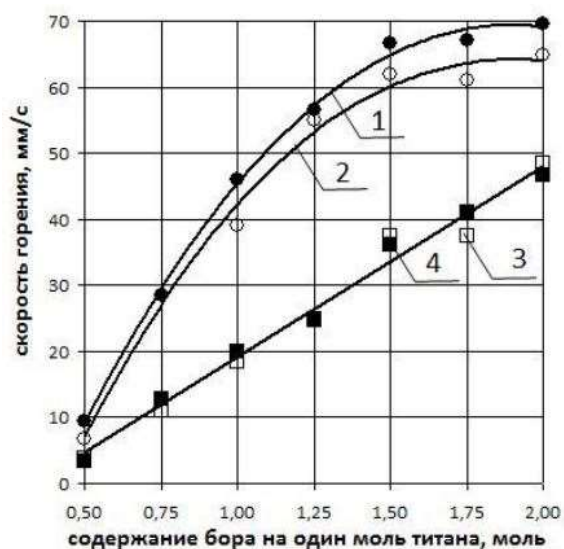


Рис.2 Зависимость скорости горения в среде азота от состава смесей, для различных условий проведения экспериментов.

На рисунке кривые 1, 4 – при продуве, 2, 3 – без продува; 1, 2 – использование титана, прошедшего ТВО.

Данные о зависимости содержания азота в конденсированных продуктах реакции представлены на рис.3.

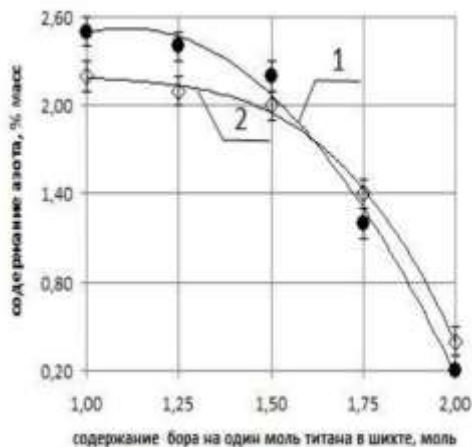


Рис.3 Зависимость содержания азота в продуктах реакции, для различных условий проведения экспериментов.

На рисунке кривые 1, 2 – при продуве, 1 – использование титана, не прошедшего ТВО. 2 – использование титана после ТВО.

По данным рентгенофазового анализа конденсированных продуктов во всем исследованном интервале молярных соотношений реагентов азотсодержащей фазой является только нитрид титана. На основании анализа рентгенограмм продуктов реакции было установлено, что изменение скорости горения посредством организации потока азота через горящий образец и ТВО порошка титана приводят к изменению состава конденсированных продуктов. Сопоставление этих данных с данными работы [2] показало, что для одинаковых исходных составов порошковых смесей доля тугоплавких фаз боридов титана в продуктах реакции выше при горении смесей в среде азота, чем аргона. Данные химического анализа продуктов показали, что с увеличением доли бора в исходной смеси, степень азотирования снижается и достигает минимума для состава  $Ti+2B$  (см. рис.3). Особо отметим, что во всем исследованном нами интервале концентраций полное азотирование титана не достигалось. Таким образом, полученные данные однозначно свидетельствуют о том, что для наших условий проведения экспериментов, при горении порошковых смесей титана и



бора в среде азота происходило последовательное превращение: первой протекала реакция титана с бором, а затем с азотом.

Список литературы:

1. А.Г. Мержанов, А.С. Мукасян. Твердопламенное горение// М.: Торус Пресс, 2007.
2. А. Г. Тарасов, И. А. Студеникин Выявление механизма формирования конденсированных продуктов при горении порошковых смесей титана и бора. Журнал «Перспективные материалы», 2017, №1 с 49-53
3. A. G. Tarasov, I. A. Studenikin, and Yu. N. Barinov Combustion of Ti–B Mixtures in Ar Coflow: Influence of Hydrogen Impurity in Titanium, International Journal of SHS, 2017, Vol. 26, No. 2, pp. 140–141.

*Для выполнения исследований было привлечено оборудование Распределенного Центра Коллективного Пользования ИСМАН.*

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

## **ФОРМИРОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОМОДИФИЦИРОВАННОГО АБС-СОПОЛИМЕРА В УСЛОВИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ С ДОПОЛНИТЕЛЬНЫМ СВЧ-ВОЗДЕЙСТВИЕМ**

*Ряшенцев В.В. студент, Ильин Н.А. студент*

*Тамбовский государственный технический университет, Тамбов,  
[ryashentsev.slava@mail.ru](mailto:ryashentsev.slava@mail.ru), [ilinnikit@yandex.ru](mailto:ilinnikit@yandex.ru)*

Современные полимерные материалы являются сложными композитами, содержащими наряду с полимерной матрицей ряд компонентов, выбор которых определяется условиями эксплуатации готовых изделий. В частности, для улучшения прочностных характеристик готовых изделий в полимерные композиты в последнее время добавляют малые (до 1-2 %) добавки наноматериалов. Наибольшее применение из наноматериалов в этих целях находят углеродные наноматериалы (УНМ) с размером частиц 40-100 нм, что позволяет формировать полимерную матрицу с улучшенными прочностными характеристиками. В данной работе в качестве модифицирующего вещества использовали УНМ «Таунит» (производитель - ООО «Нанотехцентр», г.Тамбов).

В работе исследованы композиционные полимерные материалы на основе АБС-сополимера с содержанием УНМ от 0,5 до 1,5 массовых частей. Образцы исследуемых материалов выполнены в форме цилиндров диаметром 0,05 м.

Использование методов твердофазной технологии позволяет получить изделия с улучшенными эксплуатационными характеристиками. В частности: повышаются прочностные показатели в условиях срезающих напряжений, повышается предел текучести, предел прочности при разрыве, относительное удлинение при разрыве. В процессе исследований был разработан новый метод обработки термопластов электромагнитными волнами.

Поскольку углерод является хорошим проводником и темп его нагрева существенно выше, чем полимерной матрицы, то наблюдается более интенсивный нагрев наночастиц. Это приводит к локальному нагреву пограничной поверхности полимерной матрицы и углеродного наноматериала вплоть до расплавления полимера. Использование данного метода нагрева позволяет снизить необходимое давление формования при ТФЭ.

Кроме того, температурное расширение как локально расплавленной пленки полимера, обволакивающей наночастицы, так и самих наночастиц, ограниченных основной твердой частью полимерной матрицы, приводит к значительному повышению внутреннего давления и, как следствие, к увеличению площади пограничной поверхности полимерной матрицы с частицами углеродного наноматериала. Это явление дополнительно сказывается на увеличении прочностных характеристик готовых изделий, полученных методом твердофазного формования.

Исследование прочности в условиях одноосного растяжения и срезающих напряжений проводились на универсальной испытательной машине УТС 101-5 при скорости перемещения подвижного зажима машины – 20 мм/мин. Тисп = 298К. Твердость материалов по Шору D определяли на дюрометре Шора типа D в соответствии с ГОСТ 24621-91.

Проведенные исследования показали, что после проведения СВЧ термообработки наблюдается снижение необходимого давления формования при твердофазной экструзии  $P_f$  (МПа)  $\approx$  на 10 % и увеличение прочностных характеристик в условиях одноосного растяжения и срезающих напряжений (МПа)  $\approx$  на 30 %, а также твердости по Шору D до 10 %. При этом качество поверхности полученного по предлагаемому методу композита существенно выше, изделия характеризуются явно выраженной равномерной глянцевой поверхностью.

В результате анализа полученных экспериментальных данных можно сделать вывод об эффективности использования СВЧ воздействия в целях получения упрочненных полимерных материалов.

#### Список литературы:

1. Завражин, Д.О. Кинетика и интенсификация процессов твердофазной технологии обработки модифицированных полимер-углеродных материалов на основе СВЧ-нагрева: дисс. на соискание ученой степени к.т.н. // Тамбовский государственный технический университет. Тамбов, 2011.
2. Завражин, Д.О. Исследование процесса интенсивной пластической деформации материалов на основе ПА-6 / Д.О.Завражин, Г.С.Баронин // Вопросы

современной науки и практики. Университет им. В.И. Вернадского. 2012. Т. 43. С. 20-23.

3. Завражин, Д.О. Формирование структурно-механических свойств наномодифицированных полимерных материалов в условиях твердофазной плунжерной экструзии / Д.О.Завражин, Г.С.Баронин, В.В.Худяков // Письма о материалах. 2014. Т. 4. №3 (15). С. 182-185.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УНТ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОГНЕУПОРОВ СОСТАВА MgO-C**

***Салтыкова<sup>1</sup> Я.С. магистрант, Хайдаров<sup>1</sup> Б.Б., Суворов<sup>1</sup> Д.С., Ярушина<sup>2</sup> Т.В., Аксельрод<sup>2</sup> Л.М., Кузнецов<sup>1</sup> Д.В.***

***<sup>1</sup>- Кафедра функциональных наносистем и высокотемпературных материалов, Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", Москва, [yana-saltykova@mail.ru](mailto:yana-saltykova@mail.ru)***

***<sup>2</sup>- ООО «Группа «Магнезит», Самка***

Огнеупорные материалы применяют практически во всех отраслях промышленности, они обеспечивают эффективное использование технологического оборудования. Эффективность целых технологических систем во многом зависит от качества и эксплуатационных свойств огнеупорных изделий. В первую очередь, это относится к черной и цветной металлургии, машиностроению, химической и энергетической промышленности. Использование новых высокоэффективных огнеупорных материалов и изделий позволяет в значительной степени снизить удельные расходы и обеспечить стабильность работы тепловых агрегатов.

Одним из наиболее сложных и ответственных типов огнеупорных материалов являются периклазоуглеродистые. В рамках проводимой работы осуществляется анализ возможности повышения эксплуатационных характеристик периклазоуглерода с использованием различных углеродных и керамических наноматериалов. Основной проблемой практического использования наноматериалов в промышленности является обеспечение равномерного распределения наночастиц по объему шихты, содержащей частицы различного размера и состава. В рамках работы показана возможность эффективного использования вихревого электромагнитного гомогенизатора для однородного распределения нанодисперсных материалов по объему модельной периклазоуглеродистой шихты. В частности, в лабораторных условиях было показано, что введение углеродных нанотрубок в концентрациях до 0,1 % масс. позволяет повысить предел прочности на сжатие экспериментальных образцов после коксования при 1000 °С 27 Н/мм<sup>2</sup> до 45 Н/мм<sup>2</sup>.

## ГОРЕНИЕ ТРОЙНОЙ СИСТЕМЫ Ti-Al-N

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

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
Российской академии наук, Черноголовка, [kondakov@ism.ac.ru](mailto:kondakov@ism.ac.ru)*

Тройная система титан - алюминий – азот представляет интерес, как с научной точки зрения, так и с точки зрения практического использования получаемых продуктов горения. Научный интерес состоит в экспериментальном установлении закономерностей фильтрационного горения системы, в которой возможно одновременное протекание нескольких конкурирующих реакций. Помимо двух параллельных реакций газ – твердое, таких как титан – азот и алюминий – азот с образованием нитридов, возможна реакция между твердыми реагентами титан-алюминий с образованием интерметаллидов различного состава, которые в свою очередь также могут вступать в реакцию с азотом. Кроме этого, возможно образование тройных соединений титан - алюминий – азот, относящихся к семейству MAX – фаз, которые в последнее время являются объектом повышенного интереса различных групп исследователей.

Ранее в работе [1] была показана принципиальная возможность получения MAX – фазы  $Ti_2AlN$  в режиме фильтрационного горения, но ее содержание в конечном продукте не превышало 50 % масс. Известно, что при температурах выше  $1400^{\circ}C$  происходит распад MAX – фазы [2]. Соответственно, для предотвращения распада образующейся при горении MAX – фазы необходимо, чтобы максимальная температура процесса не превышала температуру начала ее распада. Стандартный прием понижения температуры горения в процессах СВС – это введение в состав исходной шихты конечного продукта реакции. Поскольку интерес состоял в увеличении содержания MAX – фазы в конечном продукте, то по логике исследования ее и надо было добавлять в исходную шихту.

Поскольку порошок  $Ti_2AlN$  коммерчески недоступен, то его получили спеканием в вакуумной печи. В результате проведенных исследований [3] были определены параметры процесса спекания и получен спеченный брикет массой 500 г, состав которого по данным рентгенофазового и рентгеноструктурного анализов представлял собой 100% MAX – фазы  $Ti_2AlN$  (рис.1). Из части брикета был приготовлен порошок  $Ti_2AlN$ , который далее использовали как один из компонентов для приготовления исходных составов.

Эксперименты по горению в атмосфере азота при давлении 0,1 МПа были выполнены для двух смесей порошков состава  $2Ti+Al+xTi_2AlN$  с содержанием в шихте MAX – фазы соответственно 50 и 75 % масс. Рентгенофазовый анализ продуктов горения этих составов показал полное отсутствие MAX – фазы в продуктах, т.е. в процессе горения произошел полный распад MAX – фазы. С одной стороны — это можно объяснить тем, что максимальная температура процесса превышала температуру начала распада MAX – фазы, как это было зафиксировано  $T_{max}=1580^{\circ}C$  при горении состава с содержанием в исходной

шихте МАХ – фазы 50 % масс. С другой стороны, при горении состава с содержанием в исходной шихте МАХ – фазы 75 % масс. измеренные температуры не превышали 1300°C. Отсюда следует, что температура распада МАХ – фазы в атмосфере азота ниже, чем в вакууме. И поскольку ее содержание в исходной шихте 75 % масс. было достаточно высокое, то возникла гипотеза о возможной реакции азотирования  $Ti_2AlN$  в режиме горения.

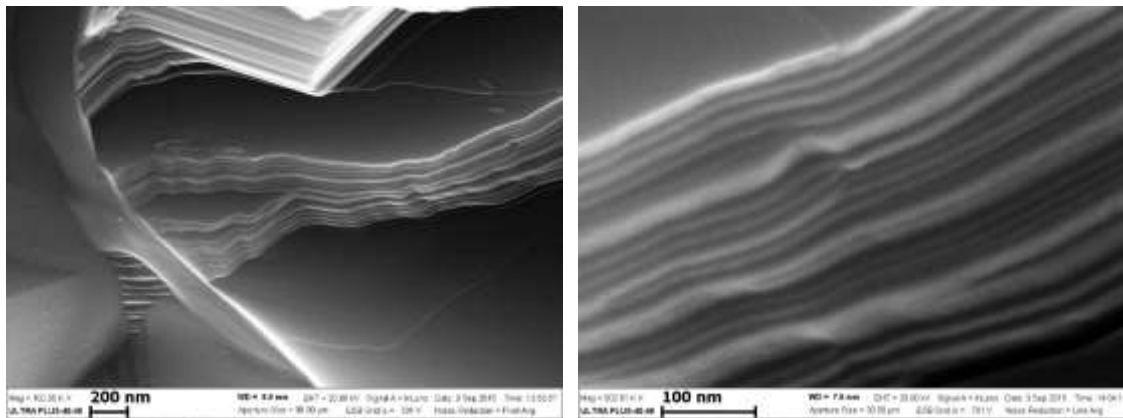


Рис.1. Микрофотографии полученной МАХ-фазы  $Ti_2AlN$ .

Для проверки этой гипотезы были проведены эксперименты по горению образцов  $Ti_2AlN$  в атмосфере азота в бомбе постоянного давления. Образцы представляли собой параллелепипеды прямоугольного сечения 16x16 мм и высотой 28 мм, вырезанные из полученного спеканием брикета МАХ – фазы  $Ti_2AlN$ . Эксперименты проводились при разных давлениях азота, горение наблюдалось при давлении 1 МПа и 0,3 МПа, причем в последнем случае режим горения был нестационарный, с множеством перемещающихся очагов. При давлении азота 0,1 МПа после сгорания поджигающей таблетки из смеси титана с бором горение образца не наблюдалось. Рентгенофазовый анализ продуктов горения при 1 МПа показал наличие только нитридных фаз 74%  $TiN$  и 26 %  $AlN$  (Рис. 2), а при давлении 0,3 МПа к нитридным фазам (76%  $TiN$  и 21 %  $AlN$ ) добавилось небольшое количество интерметаллида 3%  $TiAl_3$ .

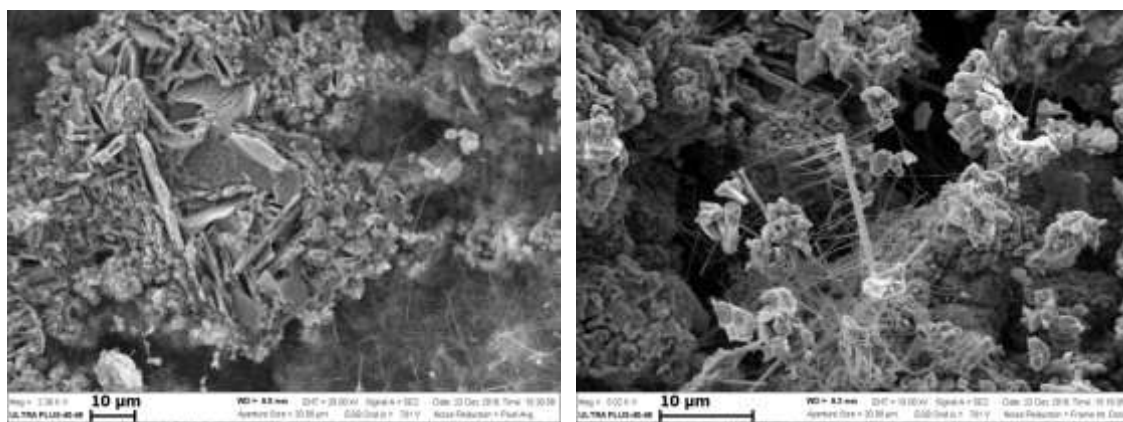


Рис.2. Микрофотографии распавшейся МАХ-фазы на  $TiN$  и  $AlN$ .

Таким образом, в данной работе экспериментально наблюдался распад MAX – фазы  $Ti_2AlN$  в атмосфере азота в режиме самораспространяющийся волны реакции с образованием нитридов титана и алюминия. Этот результат имеет особое значение для практики эксплуатации в азотсодержащей среде при высоких температурах материала на основе  $Ti_2AlN$ .

Список литературы:

1. А.А. Кондаков, В.В. Грачёв. Режимы фильтрационного горения тройной системы титан - алюминий – азот. Материалы третьей конференция по фильтрационному горению, Черноголовка, 18-21 июня 2013 г., с. 35-38.
2. I.M. Low, W.K. Pang, S.J. Kennedy, R.I. Smith. High-temperature thermal stability of  $Ti_2AlN$  and  $Ti_4AlN_3$ : A comparative diffraction study. Journal of the European Ceramic Society 31 (2011) 159–166.
3. A. A. Kondakov, I. A. Studenikin, A. V. Linde, N. A. Kondakova, and V. V. Grachev. MAX phase  $Ti_2AlN$  by sintering in vacuum. In book: EPNM2016/ Explosive Production of New Materials: Science, Technology, Business, and Innovations. [Edited by A.A. Deribas, Yu.B. Scheck and R. L. Mendes] — Coimbra, Portugal, 2016. pp.76-78.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

***Гомзин А.И. магистрант, Караваева М.В., Абрамова М.М., Заринов Н.Г.***

***ФГБОУ ВО Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, [andre-gomzi@yandex.ru](mailto:andre-gomzi@yandex.ru)***

Повышение эксплуатационных свойств материалов является актуальной задачей для всех отраслей промышленности, а субмикроструктурные материалы, получаемые различными методами интенсивной пластической деформации, обладают необычным комплексом свойств, в том числе эксплуатационных. В перспективе для сталей это дает возможность замены для ряда применений сложнолегированных сталей более дешевыми углеродистыми.

Одним из методов, позволяющих измельчить зерно в сплавах различных металлов, является интенсивная пластическая деформация. Особый интерес представляет метод получения объемных наноструктурированных материалов с помощью интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением.

В литературе описано довольно много исследований метода ИПДК применительно к углеродистым сталям, однако в основном это низко- и

среднеуглеродистые стали. В связи с чем в данной работе исследуется влияние ИПДК на высокоуглеродистую сталь на примере стали У8.

В данной работе проведены исследования структуры и свойств исходного материала (стали У8 после закалки 800 °С с охлаждением в воде и последующим высоким отпуском при 600 °С), материала после интенсивной пластической деформации кручением с различным числом оборотов.

Получены механические характеристики стали У8 в исходном и деформированном состояниях, а также изображения микроструктуры, сделанные с помощью растрового и просвечивающего электронного микроскопов. Установлены основные зависимости механических характеристик от числа оборотов ИПДК и, соответственно, степени деформации.

## **ВЛИЯНИЕ КАТАЛИЗАТОРОВ НА ВЫХОД ПРОДУКТОВ ГАЗИФИКАЦИИ ДРЕВЕСИНЫ**

*Кислов В.М., Салганский Е.А., Цветков М.В. молодой специалист,  
Цветкова Ю.Ю.*

*ФГБУН Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка,  
[vmkislov@icp.ac.ru](mailto:vmkislov@icp.ac.ru)*

Растительная биомасса является широко распространенным и воспроизводимым ресурсом, который может быть использован для получения энергии и различных химических веществ. Одним из важнейших аспектов развития термической переработки биомассы является использование катализаторов для интенсификации процесса переработки, повышения выхода полезных продуктов, снижения температуры используемого процесса переработки [1-4]. По целевым продуктам каталитическую термическую переработку биомассы можно разделить на два вида: получение жидких продуктов и получение синтез-газа. Отдельно следует выделить пиролиз биомассы, при котором получают как жидкие, так и газообразные продукты.

Одним из путей термической переработки древесной биомассы является метод фильтрационного горения со сверхadiaбатическим разогревом [5-7]. При реализации данного подхода предполагается совмещение нескольких стадий переработки биомассы в одном реакторе фильтрационного горения. На первой стадии получается горючий газ и древесная смола. На второй стадии можно проводить их частичную переработку, а именно, отделение газообразных от жидких продуктов и увеличение содержания водорода в соединениях, входящих в состав смолы. При газификации биомассы в режиме фильтрационного горения со сверхadiaбатическими разогревами возможно получение до 70% жидких продуктов от исходной массы топлива [7]. Полученные жидкие углеводороды могут быть использованы в качестве сырья для получения ценных химических продуктов.

Целью данной работы является использование катализаторов при газификации биомассы в режиме фильтрационного горения для предварительной обработки жидких углеводородов в реакторе с целью улучшения их качества.

Эксперименты проводили в лабораторном реакторе диаметром 45 мм, подробно описанном в работе [7]. В ходе эксперимента измеряли температуру горения, а также проводили отбор и анализ образующихся газовых и жидких продуктов газификации.

Результаты экспериментов по газификации смесей древесины с шамотом и смесей древесины с цеолитом ЦПС приведены на рис. 2-4. На рис. 2 показаны зависимости температуры горения от содержания древесины в смеси. Как видно из рис. 2, в случае использования цеолита температура горения на 100-200 °С ниже, чем в случае использования инертной шамотной крошки. При увеличении содержания древесины разница между максимальными значениями температуры снижается.

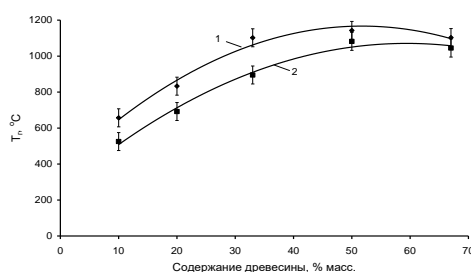


Рис.2. Температура горения при газификации смесей древесины и шамота (1) и смесей древесины и цеолита ЦПС (2).

Вследствие более низкой температуры горения при газификации смесей древесины и цеолита с содержанием древесины до 33,3% в газообразных продуктах наблюдается наличие не полностью прореагировавшего кислорода и присутствие недогоревшего углерода на частицах цеолита. Прокаливание ооксованного цеолита при 900 С показало, что количество несгоревшего коксового остатка снижается с 29 % (для смеси, содержащей 10% древесины) до 1% (для смеси, содержащей 33,3% древесины), в то время как при использовании шамота в твердых продуктах не содержится недогоревший углерод (рис. 3). Выход жидких продуктов пиролиза древесины в случае использования цеолита ниже, чем в случае использования шамота. При уменьшении содержания теплоносителя разница между выходом жидких продуктов для обоих используемых теплоносителей уменьшается (рис. 3).

Состав газообразных продуктов для обоих используемых теплоносителей изменяется мало (рис. 4), теплота сгорания газообразных продуктов для составов с одинаковым содержанием древесины отличается менее чем на 10%. Выход газообразных продуктов при газификации смесей древесины и цеолита для данных составов примерно на 10-20% выше, чем при газификации смесей древесины и шамота.



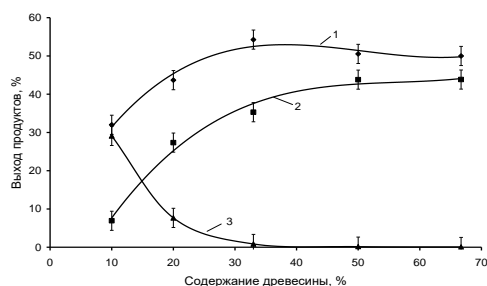


Рис.3. Выход смолы и несгоревшего коксового остатка при газификации смесей древесины и шамота и смесей древесины и цеолита ЦПС: 1. выход смолы (древесина с шамотом); 2. выход смолы (древесина с цеолитом); 3. количество несгоревшего коксового остатка (древесина с цеолитом).

В таблице 1 представлены характеристики газификации древесины, пропитанной  $K_2CO_3$ . В отличие от газификации древесины без катализатора, применение карбоната калия приводит к увеличению содержания диоксида углерода и водорода и снижению содержания монооксида углерода в газообразных продуктах.

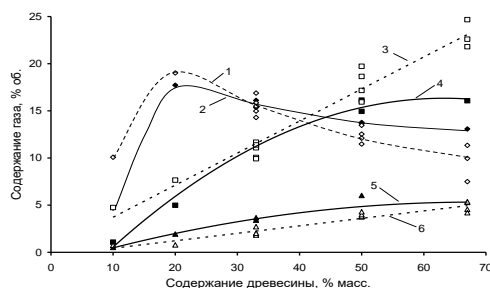


Рис. 4. Содержание основных компонентов в газообразных продуктах при газификации смесей древесины и цеолита (1. CO<sub>2</sub>; 3. CO; 5. H<sub>2</sub>) и смесей древесины и шамота (2. CO<sub>2</sub>; 4. CO; 6. H<sub>2</sub>).

С увеличением содержания карбоната калия выход жидких углеводородов значительно снижается и увеличивается выход воды. Это можно объяснить тем, что выделяющиеся частицы смолы, контактируя при высокой температуре с частицами катализатора, разлагаются с образованием газообразных продуктов и водяных паров. Выход газообразных продуктов при этом увеличивается примерно на 30 %.

Таблица 1. Характеристики газификации древесины, пропитанной  $K_2CO_3$

Параметры	Содержание в древесине $K_2CO_3$ , % масс.			
	0	5	13.5	27
$T_r$ , °C	1100	1066	928	902
CO <sub>2</sub> , % об.	11.1	15.0	17.8	15.8
CO, % об.	20.1	18.0	16.8	18.0
H <sub>2</sub> , % об.	3.9	4.1	6.0	8.3
Выход газа, м <sup>3</sup> /кг древесины	1.35	1.64	1.74	1.78
Выход смолы, % масс.	42.3	20.4	10.1	2.9
Выход воды, % масс.	15.1	22.0	23.0	27.9
Недогоревший углерод, % масс.	0	2.3	6.4	12.6

Особенностью газификации древесины, пропитанной  $K_2CO_3$ , является вспенивание соли при нагреве выше  $700\text{ }^\circ\text{C}$  и ее последующее затвердевание при охлаждении. С следствием вспенивания  $K_2CO_3$  является препятствие потока окислителя к образующемуся на стадии пиролиза древесному углю, вследствие чего имеет место существенное содержание углерода в твердых продуктах сгорания, увеличивающееся по мере роста содержания  $K_2CO_3$  в древесине. При газификации древесины без катализатора даже при более низких температурах недогоревшего углерода в продуктах сгорания нет.

Элементный состав сухих смол газификации древесины практически не зависит от вида и содержания использованных нами добавок.

#### Заключение

Установлено, что в случае использования цеолита температура горения на  $100\text{-}200\text{ }^\circ\text{C}$  ниже, чем в случае использования шамотной крошки. Вследствие более низкой температуры горения при использовании цеолита в продуктах газификации возможно неполное реагирование кислорода и присутствие недогоревшего углерода на частицах цеолита.

Показано, что выход жидких продуктов пиролиза древесины при использовании цеолита ниже, чем в случае использования шамота. При уменьшении содержания теплоносителя разница между выходом жидких продуктов для используемых теплоносителей уменьшается. Состав газообразных продуктов при использовании в качестве теплоносителя и шамота, и цеолита изменяется незначительно. Выход газообразных продуктов при газификации смесей древесины и цеолита для данных составов примерно на  $10\text{-}20\%$  выше, чем при газификации смесей древесины и шамота.

Выявлено, что газификация древесины, пропитанной  $K_2CO_3$ , приводит к изменению состава газообразных продуктов: с увеличением содержания карбоната калия содержание диоксида углерода и водорода растет, а содержание монооксида углерода снижается. При этом наблюдается увеличение недогоревшего углерода в твердых продуктах сгорания, заметно снижается выход жидких углеводородов и увеличивается количество образующейся воды. Выход газообразных продуктов при этом увеличивается примерно на  $30\%$ .

Установлено, что состав полученных жидких продуктов как при газификации древесины без катализатора, так и при использовании в качестве катализаторов цеолита и  $K_2CO_3$  практически одинаков. Таким образом, использование катализаторов при газификации биомассы не влияет на качество образующихся жидких углеводородов. По-видимому, облагораживание жидких продуктов следует проводить более сложным путем: на первом этапе выделять из продукт-газа жидкие продукты, и на втором этапе проводить каталитическую гидрообработку под давлением водорода.

#### Список литературы:

1. Lv P.M., Yuan Z., Wu C., Ma L. et al. // *Energ. Convers. Manage.* 48, 2007, p.1132–1139.
2. Qinglong Xie, Sifang Kong, Yangsheng Liu, Hui Zeng // *Bioresource Technology*, 2012, pp. 603-609

3. Luca Di Felice, Claire Courson, Nader Jand, Katia Gallucci et al. // Chemical Engineering Journal 154 (2009) 375–383.
4. Paul T. Williams, Patrick A. Horne // [Biomass and Bioenergy](#), 1994, iss. 1–6, [vol. 7](#), pp. 223–236.
5. Chinmoy Baroi, Ernest K. Yanful, Maurice A. Bergougnou // International journal of chemical reactor engineering, 2009, vol. 7, article 72.
6. С. В. Глазов, Е. А. Салганский, В. М. Кислов, М. В. Салганская и др. // Физика горения и взрыва, 2010, Т. 46, № 3, СС. 52-58.
7. E. A. Salgansky, V. M. Kislov, S. V. Glazov, and M. V. // Journal of Combustion, vol. 2016, Article ID 9637082, 7 pages, 2016. doi:10.1155/2016/9637082.

*Работа выполнена при частичной поддержке программ Президиума РАН.*

## **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ СХЕМ СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА ПОЛУЧЕНИЕ ДВУХСЛОЙНЫХ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК**

***Малахов<sup>1</sup> А.Ю.* молодой ученый, *Сайков<sup>1</sup> И.В., Денисов<sup>1</sup> И.В., Николаенко<sup>1</sup>  
П.А., Первухин<sup>2</sup> Л.Б.***

<sup>1</sup>- ***Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской академии наук, Черноголовка, [sir.malahov2009@yandex.ru](mailto:sir.malahov2009@yandex.ru)***

<sup>2</sup>- ***Федеральное государственное унитарное предприятие ЦНИИЧермет, Москва***

Получение сваркой взрывом изделий цилиндрической формы является одной из многочисленных областей применения энергии взрыва в промышленности. Сваркой взрывом (далее СВ) можно получать как готовые, так и передельные двухслойные трубные заготовки различных размеров. При этом, в зависимости от исходных размеров заготовок и вида свариваемого материала, проводят расчет параметров сварки взрывом, а также разработку экспериментальных схем по которым свариваемые трубы будут монтироваться в единую сборку.

Целью настоящей работы было определение влияния режимов СВ и технологических схем на степень поперечной деформации биметаллических труб и структуру зоны соединения.

В качестве исходных материалов для проведения исследований использовали трубы: основной слой – из стали 37Г2Ф (108\*12), плакирующий слой – из коррозионностойкой стали 08Х18Н10Т (80\*2,5). Длина исходных заготовок составляла 1 метр.

Для решения поставленной задачи, исходя из габаритов исходных труб, толщин слоев и технических возможностей, были разработаны схемы

плакирования взрывом. Все схемы подразумевали использование внутреннего наполнителя, т.к. заряд ВВ располагался с внешней стороны сборки. Важно было учесть, что при метании толстостенного элемента (12 мм) на тонкостенный (2,5 мм) необходимо использовать достаточно толстый слой ВВ. Это может привести к разрушению тонкостенной трубы. Поэтому, для предотвращения данного негативного воздействия были использованы различные виды наполнителей внутренней полости сборки. Заряд взрывчатого вещества располагался со стороны трубы-основы, таким образом, метаемой поверхностью при сварке взрывом являлась именно толстостенная труба. Согласно постановке эксперимента, в качестве внутреннего наполнителя, т.е. опорного элемента, были использованы стальной стержень из стали Ст.3 диаметром 70 мм либо твердо-жидкая среда (дробь+вода). Разработанные схемы относятся к типу так называемых «обратных схем», когда толстостенный элемент метается на заготовку с толщиной стенки в несколько раз меньше. В качестве взрывчатого вещества использовалась смесь аммиачной селитры с дизельным топливом. Было опробовано 2 режима СВ.

В результате экспериментальной работы были получены образцы биметаллических трубных заготовок длиной 1 метр (Рисунок 1). Каких-либо поверхностных дефектов на трубах обнаружено не было. Плакирующий слой после взрыва благодаря использованию наполнителя не подвергся разрушению.

Для оценки степени деформации полученных сваркой взрывом двухслойных трубных заготовок были произведены замеры наружного диаметра труб в двух перпендикулярных направлениях по всей длине и измерена их овальность. При исходном наружном диаметре основной толстостенной трубы в 108 мм, после СВ он находился в пределах 102 мм для трубы с твердо-жидким наполнителем и 104 мм для трубы с наполнителем в виде стального стержня. Овальность трубы составила 0,3% и 0,1% соответственно.

Для дальнейших исследований из двухслойных труб были изготовлены кольцевые образцы для изучения макро- и микроструктуры границы соединения и продольные/поперечные темплеты.



Рис.1. Биметаллическая труба 37Г2Ф–08Х18Н10Т длиной 1 м.

Исследование микроструктуры соединения в продольных шлифах показало:

- Отсутствие трещин и расслоений в плакирующем слое и основном металле, а также между слоями;

- В трубе, полученной с применением твердо-жидкой опорной среды было выявлено наличие переходной зоны на стыке основного и плакирующего слоя толщиной до 0,014-0,016 мм, причем с увеличением расстояния от начала инициирования толщина прослойки возрастает;

- Толщина плакирующего слоя уменьшилась с 2,5 мм (исходная толщина стенки плакирующей трубы) до 2,40-2,48 мм.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 17-08-01248 а.*

## КИНЕТИКА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТИТАНА И ГРАФИТА ПРИ ЭТВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

***Щербаков А.В. молодой ученый, Щербаков В.А.***

***Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
РАН, Черноголовка, [ismandrew@ism.ac.ru](mailto:ismandrew@ism.ac.ru)***

В работе представлены результаты экспериментального исследования закономерностей и кинетики высокотемпературного взаимодействия при ЭТВ порошковой смеси титана и графита в условиях квазиизостатического сжатия. Методика включает нагрев образца, помещенного в диэлектрическую среду, прямым пропусканием электрического тока и измерение тепловых и электрических параметров ЭТВ [1].

На рис. 1(а) представлены термограммы ЭТВ. Кривая 1 соответствует нагреву образца в подкритическом режиме, а кривые 2-5 – режиму ЭТВ. На рис. 1(б) представлены зависимости скорости изменения электрического тока образца в ходе ЭТВ. На всех зависимостях присутствует максимум, которому соответствует температура около 400-500 К. Т.е. формирование контактов идет при температурах много меньших температуры плавления титана.

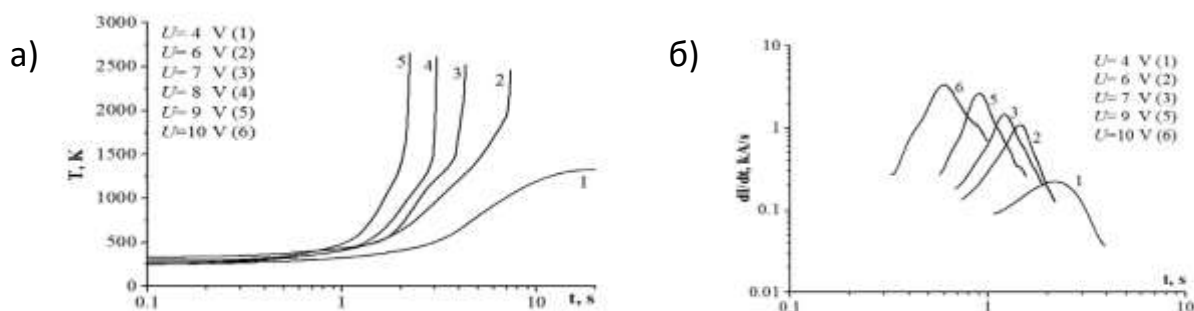


Рис. 1. Термограммы ЭТВ смеси титана и графита (а) и зависимости скорости изменения электрического тока (б), полученные при давлении сжатия 48 МПа и электрических напряжениях: 1) 4; 2) 6; 3) 7; 4) 8; 5) 9; 6) 10 В.

На рис. 2 представлены температурные зависимости скорости нагрева образца в ходе ЭТВ. Установлено, что на стадии теплового взрыва увеличение мощности химического тепловыделения при взаимодействии титана с графитом происходит при температурах близких к температуре плавления.

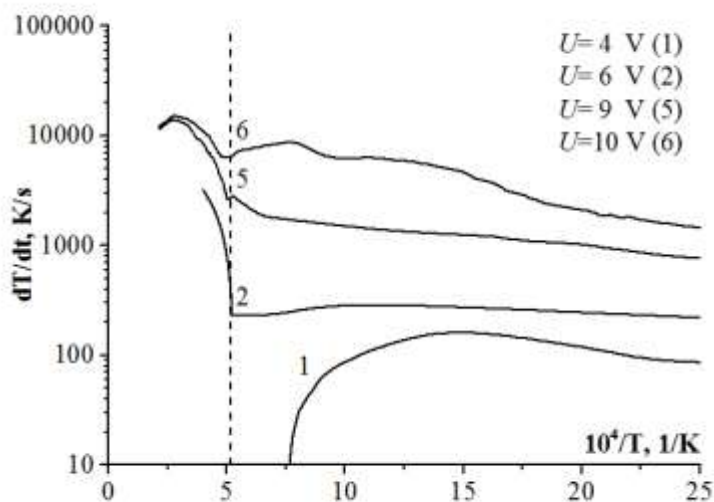


Рис. 2. Зависимости скорости нагрева образца от обратной температуры, полученные в ходе ЭТВ смеси титана и графита при давлении сжатия 48 МПа и электрических напряжениях: 1) 4; 2) 6; 5) 9; 6) 10 В.

Рассчитаны эффективные значения энергии активации воспламенения смеси титана и графита при давлении квазиизостатического сжатия 48 МПа. Установлено, что при напряжениях 6, 9 и 10 В энергии активации составили 112, 91 и 41 кДж/моль, соответственно.

На рис. 3 представлена микроструктура скола образца, полученного ЭТВ смеси титана и графита при давлении сжатия 48 МПа и напряжении 10 В. На фотографиях микроструктуры конечного продукта видны зерна нестехиометрического карбида титана размером 5-10 мкм (б) и непрореагировавшие частицы графита.

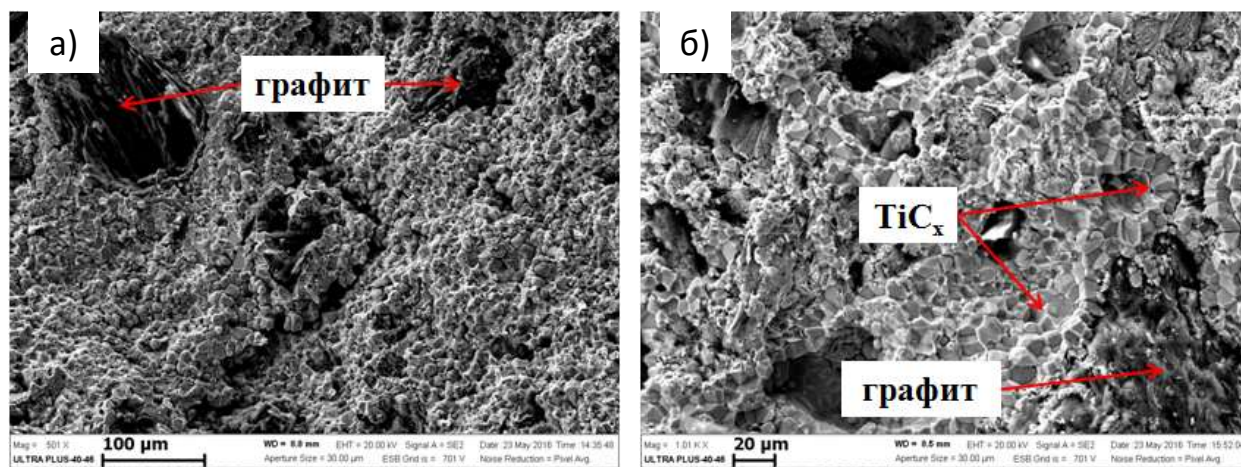


Рис. 3. Микроструктура скола образца, полученного ЭТВ смеси титана и графита при давлении 48 МПа и электрическом напряжении 10 В.

#### Выводы:

1. Методом ЭТВ под давлением изучена кинетика высокотемпературного взаимодействия в порошковой смеси титана и графита. Установлено, что воспламенение смеси титана и графита происходит при температуре близкой к температуре плавления титана.
2. Определены энергии активации воспламенения порошковой смеси титана и графита в зависимости от электрического напряжения.
3. Изучена микроструктура конечного продукта. Показано, что зерна нестехиометрического карбида титана формировались с участием расплавленного титана.

#### Список литературы:

1. Щербаков. В.А., Телера В.Т., Щербаков А.В. Получение композитных материалов на основе плавного карбида титана методом электротеплового взрыва под давлением // Композиты и наноструктуры, 2016, Том 8, № 1, с. 70-80.

## **СВС В СИСТЕМЕ ОКСИД КРЕМНИЯ – АЛЮМИНИЙ С УЧАСТИЕМ НАНОПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ЭЛЕКТРОННОМУ ОБЛУЧЕНИЮ**

***Турганов<sup>1</sup> З.Т. молодой ученый, Фоменко<sup>1</sup> С.М., Дильмухамбетов<sup>2</sup> Е.Е.,  
Ермолаев<sup>2</sup> В.Н.***

*<sup>1-</sup> The Institute of Combustion Problems, Almaty, 172 Bogenbai Batyr Str.,  
Kazakhstan*

*<sup>2-</sup> Kazakh National Agrarian University, Almaty, Abay av. 8, Kazakhstan*

В настоящее время применение металлических нанопорошков в качестве активной добавки при изготовлении новых материалов является перспективным направлением в технологии композиционных материалов. Использование нанопорошков металлов может способствовать снижению температур иницирования процесса синтеза, интенсификации твердофазного горения, однородному распределению продуктов в конечном материале [1].

Предварительная активация исходных порошков является необходимой технологической операцией при получении многих металлокомпозитных и металлооксидных материалов. В этом отношении для получения новых композиционных и огнеупорных материалов представляются перспективными нанопорошки металлов, подвергшиеся воздействию электронного облучения. В настоящее время имеются лишь косвенные сведения о воздействии излучения на нанопорошки, сопровождающееся тепловыми эффектами, вызванными их повышенной химической активностью, однако макрокинетические особенности твердофазного горения с участием радиационно-активированных нанопорошков не известны [2].

Целью работы является установление эффектов влияния электронного облучения нанопорошков алюминия на температурно – скоростные

характеристики алюмотермического горения кристаллического оксида кремния в режиме СВС.

В качестве восстановителя использовались нанопорошки алюминия размерами частиц 90-110 нм и промышленный алюминиевый порошок размерами частиц менее 60 мкм. Содержание нанопорошка варьировалось от 0 до 10% масс. таким образом, что общее содержание алюминия оставалось постоянным и соответствовало стехиометрии полного восстановления оксида кремния

Температуры горения в режиме СВС определялись пирометром инфракрасного излучения Raitek 3I. Скорость волны горения измеряли термопарным способом с помощью устройства цифровой обработки сигналов, сопряженного с компьютером.

Образцы для проведения СВС изготавливались в виде прессованных цилиндров диаметром 2 см и высотой 4 см.

Облучение металлопорошков электронами выполнялось на линейном электронном ускорителе ЭЛУ-6 Казахского национального университета им. аль-Фараби с энергией пучка 4 МэВ.

Рентгенографические измерения были выполнены на рентгеновском дифрактометре X'Petro PRO с медным источником  $\text{CuK}\alpha$ . Точность определения межплоскостных расстояний в кристаллических веществах составляет 0,001 Å.

На рисунке 1 представлена рентгенограмма нанопорошка алюминия, подвергнутого электронному облучению дозой 10 Мрад.

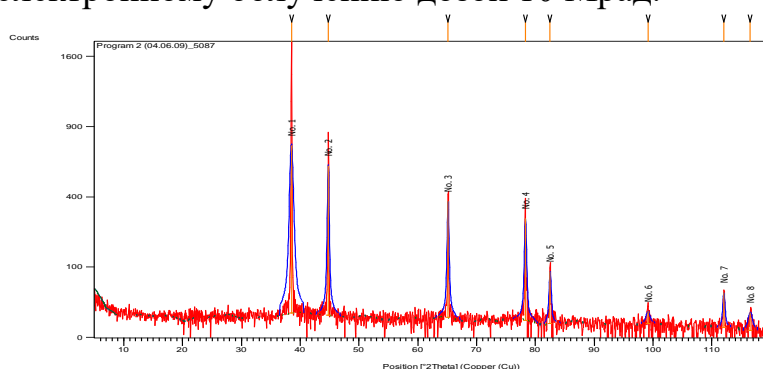


Рис.1. Рентгенограмма нанопорошка алюминия после облучения 10 Мрад.

Расшифровка рентгенограмм нанопорошка алюминия при различных дозах электронного облучения приведена в таблице 1, в которой также представлены и референтные межплоскостные расстояния [3].

Эти результаты указывают, что электронное облучение нанопорошков алюминия приводит к некоторому возрастанию определенных межплоскостных расстояний. Это хорошо видно для плоскостей (4 2 0) и (3 1 1). Основной физический эффект воздействия электронного облучения с энергией до 2 МэВ на твердые тела заключается в ионизации атомов без радикального изменения их положения в решетке. В этом случае в металлической решетке возрастает электростатическое отталкивание ионизированных атомов, которое приводит к неравновесным межатомным и межплоскостным расстояниям.



Таблица 1. Межплоскостные расстояния в нанопорошках Al.

№	(n k l)	d, Å [3]	Дозы облучения, Мрад			
			0	5	10	15
1	(1 1 1)	2,336	2,336	2,336	2,33	2,334
2	(2 0 0)	2,023	2,022	2,023	2,023	2,216
3	(2 2 0)	1,430	1,430	1,431	1,431	1,430
4	(3 1 1)	1,219	1,220	1,220	1,22	1,23
5	(2 2 2)	1,168	1,168	1,168	1,168	1,168
6	(4 0 0)	1,011	-	1,013	1,012	1,012
7	(3 3 1)	0,928	-	0,929	0,929	0,928
8	(4 2 0)	0,904	0,905	0,906	0,906	0,907

На рисунке 2 представлены эффекты воздействия облучения нанопорошка алюминия на скорость и температуру горения для стехиометрического соотношения алюминия к оксиду кремния.

Влияние дозы облучения на температуру горения заметно проявляется даже при малом содержании нанопорошка алюминия (2% масс) – чем выше доза, тем выше температура.

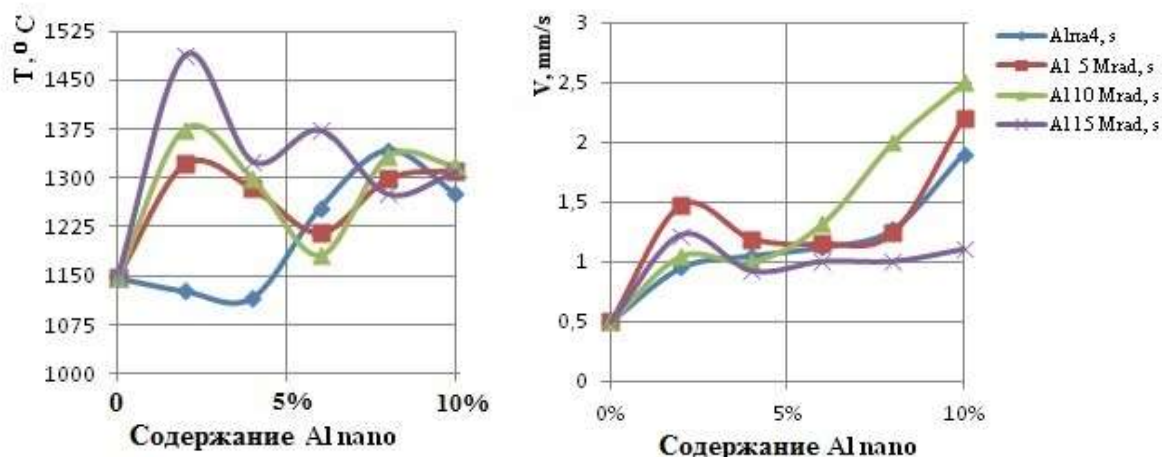


Рис.2. Температуры и скорости горения оксида кремния в присутствии облученного нанопорошка алюминия.

При содержании нанопорошка 8-10% масс. температуры горения показывают слабую зависимость от дозы облучения и концентрируются около  $1300^\circ\text{C}$ . В то же время скорости горения показывают слабую зависимость и от температуры, и от дозы облучения в области 2-8% масс. содержания нанопорошка. Отсутствие корреляции между температурой и скоростью горения свидетельствует о сложном характере химических процессов в волне горения. Можно предположить, что основные химические реакции восстановления оксида кремния протекают в жидкой фазе расплава алюминия с малыми энергиями активации, что приводит к независимости скорости горения от температуры.

Таким образом, полученные результаты позволяют сделать следующие

ВЫВОДЫ:

- облучение нанопорошков алюминия приводит к заметному изменению межплоскостных расстояний, особенно (3 1 1) и (4 2 0);

- облученный нанопорошок алюминия в качестве добавки в экзотермическую систему алюминий-оксид кремния эффективно инициирует процесс СВС и повышает температурно-скоростные характеристики.

Список литературы:

1. А.В. Сычев, А.Г. Мержанов, Самораспространяющийся высокотемпературный синтез наноматериалов. Успехи химии 2004. –Т.73, №2-С 157-170
2. Sh. Xu Bing, T. Shunichiro, Behavior and bonding mechanisms of aluminum nanopartiles by electron beam irradiation. Nanostructured materials. 1999 V.12, p.915-918
3. Chemical Database Service CrystMet <http://cds.dl.ac.uk./cds/datasets/crys/mdf/lmdf.html>.

## ПРИМЕНЕНИЕ БАРЬЕРНОГО СЛОЯ В БИМЕТАЛЛЕ «НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ+ТИТАН»

*Курилкин В.В. магистрант, Сайков И.В., Малахов А.Ю., Щукин А.С.*

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
РАН, Черноголовка, [revan.84@mail.ru](mailto:revan.84@mail.ru)*

Управление структурой в околошовной зоне слоистых материалов, полученных сваркой взрывом из металлов, склонных к образованию интерметаллидов, является актуальной задачей материаловедения. Примерами таких металлов являются технически чистый титан и нержавеющая сталь, при сварке которых образуются соединения никеля с железом, титана с хромом, что охрупчивает структуру материала и существенно ограничивает температурный диапазон его работы [1, 2].

Эффективным решением отмеченной проблемы является использование промежуточных вставок из материалов, которые могут выполнять функцию барьеров и препятствовать проявлению нежелательных диффузионных процессов в околошовной зоне. В качестве таких материалов могут быть использованы чистые металлы, которые характеризуются повышенной пластичностью и при этом не склонны к образованию хрупких интерметаллидных соединений с основными материалами композиции [1].

В качестве барьерного слоя в биметалле «нержавеющая сталь – титан» был применён ванадий. Сварка взрывом осуществлялась по схеме с параллельным расположением пластин [2]. На первом этапе пластину стали 08X18H10T размерами 100×300×8 мм плакировали слоем ванадия 0,2 мм. На втором этапе полученная заготовка плакировалась листом титана BT1-0.

Проведены исследования эволюции структуры, химического состава и микротвердости околошовной зоны при термообработке 600, 700, 800, 900 °С с выдержками в 1, 3, 5 и 10 ч.

Показано, что применение барьерного слоя из ванадия при сварке взрывом заготовок из нержавеющей стали и титана является эффективным техническим решением при формировании надежных, прочных и бездефектных соединений в биметаллах, работающих при повышенных температурах.

Список литературы:

1. Формирование структуры в многослойных соединениях титана со сталями с различным содержанием углерода после высокотемпературных нагревов / Шморгун В.Г., Трыков Ю.П., Донцов Д.Ю., Слаутин О.В. // Известия ВолгГТУ. – 2009. – № 3. – С. 23–26.
2. Применение барьерного слоя из ванадия в биметалле сталь-титан / И.В. Сайков, А.Ю. Малахов, И.Н. Нурсаинов, В.С. Челноков // Вестник тамбовского университета. Серия естественные и технические науки. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 1289–1291.

## **АНАЛИЗ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМЕ Al-Ti МЕТОДОМ ДСК**

*Лапаева А.С. студент, Галышев С.Н.*

*ФГБОУ ВО Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, [alena.lapaeva@bk.ru](mailto:alena.lapaeva@bk.ru)*

Композитные материалы из углеалюминия очень широко применяются в авиа- и ракетостроении.

Достоинствами композитов типа Al-C является низкий коэффициент термического расширения, высокие тепло и электропроводность, а также способности работать в различных режимах нагружения. Этим материалам свойственна низкая чувствительность к надрезам. Критическая длина трещины в углеалюминие в два раза больше чем в композитах типа Al-B. Существенным недостатком углеалюминиевых композитов является низкая стойкость к коррозии. Повешению коррозионной стойкости углеалюминия способствует нанесение защитных покрытий, не допускающих непосредственного контакта углеродных волокон с алюминиевой матрицей. Композиты типа Al-C применяются для изготовления деталей для военной техники (управляемых снарядов, торпед, спутников).

Причиной, по которой невозможно крупносерийное производство является данных МКМ является то, что при высоких температурах в результате взаимодействия Al и C образуется карбидная фаза в виде тонких пластин с хаотичной ориентацией. Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> резко снижает прочность МКМ.

Образование нежелательного карбида начинается уже при содержании углерода в расплаве алюминия примерно 0,1%.

Для предотвращения взаимодействия углеволокна с алюминиевой матрицей, а также для лучшей смачиваемости применяют покрытия из Ni, Ti, Ag и другие.

В данной работе рассматривается возможность получения защитного слоя карбида титана на поверхности углеродного волокна. Проведен анализ фазовых превращений на основе кривых ДСК для образцов матричного материала из алюминия с разным содержанием титана от 2 до 8 атомарных процентов. Изучена микроструктура полученных материалов, определен точный химический состав методом металлографического анализа, а также анализа ДСК-кривых.

## **ДЕРИВАТОГРАФИЧЕСКАЯ МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ СИНТЕЗИРОВАННЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

*Дутов М.Н. аспирант, Армянинов И.С. студент*

*Тамбовский государственный технический университет, Тамбов,  
[energ-lab@yandex.ru](mailto:energ-lab@yandex.ru)*

Элементарный углерод в различных формах обладает самыми разнообразными, зачастую противоположными свойствами [1]. С одной стороны, он настолько активен, что образует в 10 раз больше известных науке химических соединений, чем все остальные элементы, вместе взятые, а с другой — углерод совершенно инертен по отношению к некоторым из наиболее агрессивных реагентов.

Специфика технологического процесса синтеза такова, что образцы, в зависимости от условий их получения, могут различаться по структуре и свойствам [2].

На дериватографе был проведен дифференциальный термический анализ [3] синтезируемого углеродного наноматериала. Синтез производился в рабочем объеме вакуумного универсального поста. Медь наносилась методом резистивного распыления на ситалловые пластины до появления равномерного зеркального слоя. Затем с вибропитателя порошкообразный никель, падая на разогретую молибденовую лодочку, испарялся и осаждался на подложку. После на подготовленную поверхность испаряли углерод при помощи электродуги, зажженной между двумя графитовыми электродами.

Таким образом, изготовили два образца, с чередующимися слоями никеля и углерода с разным временем напыления никеля. Затем полученный материал счищался и исследовался на дериватографе. Результаты представлены на рисунках 1 и 2.

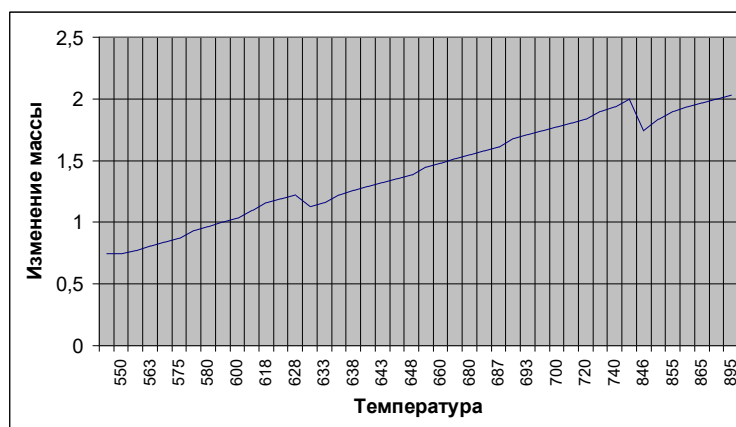


Рис. 1. Дериватографический анализ первого образца.

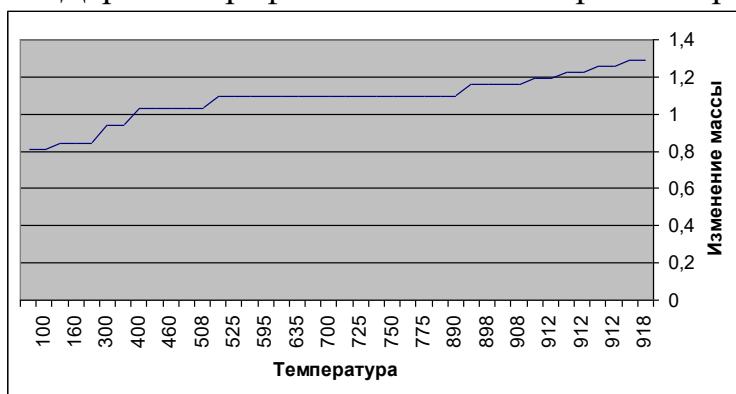


Рис.2 Дериватографический анализ второго образца.

На рисунке 2 отслеживается нелинейная зависимость изменения массы с ростом температуры. Это связано с наличием в синтезированном углеродном наноматериале нановолокон (температура распада 630 °С) и нанотрубок (температура распада 846 °С), что подтвердилось результатами электронно-микроскопических исследований.

Увеличение времени напыления никеля (второй образец) привело, предположительно, к образованию многослойных нанотрубок и фуллереноподобных структур. На рисунке 2 видны ступеньки, связанные с распадом разного типа углеродных нанообъектов.

Результаты проведенных исследований на электронном микроскопе и дериватографе подтвердили возможность получения нанообъектов в низкотемпературной плазме. Таким образом, изменение режимов синтеза углеродных нанообъектов влечет за собой образование разного типа нанообъектов.

#### Список литературы:

1. Ушаков А.В., Баршутина М.Н., Баршутин С.Н. Исследование эффективности резонансно-туннельного метода для контроля концентрации фуллеренов в кремнийорганических композитах // Вестник Тамбовского государственного технического университета, 2015. Т. 21. № 3. С. 526-531.
2. Саламех Х.Х., Шиндяпин А.П., Макаручук М.В., Шелохвостов В.П. Исследование муаровых изображений электромагнитных полей

нанообъектов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки, 2010. Т. 15. № 1. С. 235-237.

3. Korolev A. P., Shelochvostov V. P., Chernyshov V. N. Solid State Primary Initial Transformer Design for Heat Values Measurement // Вестник Тамбовского государственного технического университета, 1999. Т. 5. № 4. С. 536 – 542.

## **СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ В НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЕ**

*Дутов М.Н. аспирант, Саблин Ю.Ю. студент, Корендясев С.П. студент*

*Тамбовский государственный технический университет, Тамбов,  
[energ-lab@yandex.ru](mailto:energ-lab@yandex.ru)*

В ряде работ [1,2] показано, что углеродные нанотрубки (НТ) с малым числом слоев представляют собой материал с высокими потенциальными возможностями. Наиболее распространено получение НТ испарением и сублимацией графита, каталитическим разложением или пиролизом углеродсодержащих реагентов. Среди этих методов синтез углеродных нанообъектов (УНО) в низкотемпературной плазме относится к наиболее перспективным. Эффективность его можно увеличить путем создания совместного парообразного потока катализатора и потока ионов углерода и последующего совместного осаждения на подложку, путем поддержания оптимального соотношения катализатор-углерод за счет регулирования электрофизических параметров процесса испарения.

В данном случае выбрана схема процесса, в котором в вакууме катализатор и углерод переводились в парообразное состояние при последовательной чередующейся их конденсации на подложке.

В приборе для синтеза в рабочем пространстве устанавливался резистивный и дуговой испарители с возможностью отдельного регулирования режимов.

В качестве катализатора выбрана медь, которая в виде гранул помещалась в резистивный молибденовый испаритель. Для получения парообразного углеродного потока устанавливалось ранее разработанное устройство для создания устойчивого электродугового разряда между угольными электродами. Синтез УНО проводился на ситалловых подложках, установленных на подвижной карусели. Скорость испарения (осаждения) катализатора и углерода варьировалась в широких пределах изменением электрических параметров и скоростью вращения карусели.

Экспериментально устанавливали режимы, при которых наблюдалась наибольшая эффективность синтеза. Это соответствует образованию на поверхности подложек тонкой пленки катализатора с островковой структурой (рис.1).

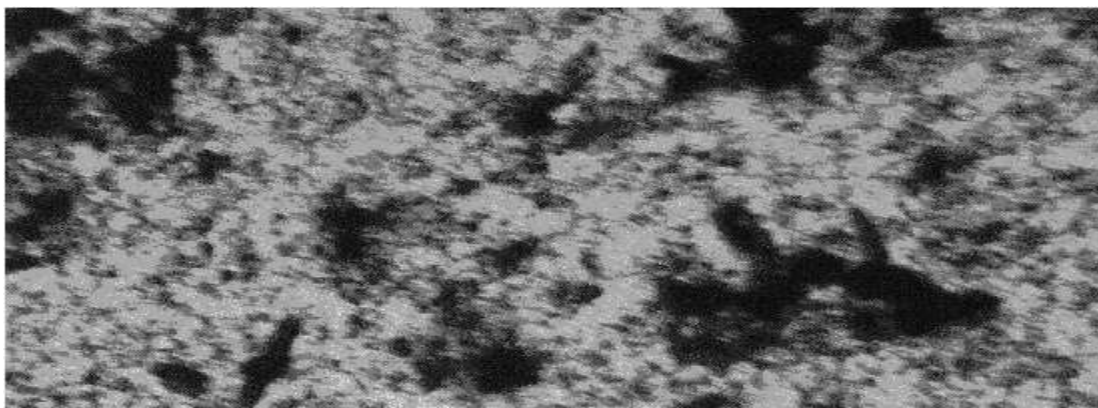


Рис. 1. Электронная структура тонкой пленки.

Цикл процесса определялся полным испарением катализатора из испарителя, по окончании которого подложки извлекались из рабочего объема, и исследовалась структура продукта синтеза [3].

Список литературы:

1. Ушаков А.В., Баршутина М.Н., Баршутин С.Н. Исследование эффективности резонансно-туннельного метода для контроля концентрации фуллеренов в кремнийорганических композитах // Вестник Тамбовского государственного технического университета, 2015. Т. 21. № 3. С. 526-531.
2. Korolev A. P., Shelochvostov V. P., Chernyshov V. N. Solid State Primary Initial Transformer Design for Heat Values Measurement // Вестник Тамбовского государственного технического университета, 1999. Т. 5. № 4. С. 536 – 542.
3. Саламех Х.Х., Шиндяпин А.П., Макарчук М.В., Шелохвостов В.П. Исследование муаровых изображений электромагнитных полей нанообъектов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки, 2010. Т. 15. № 1. С. 235-237.

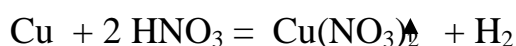
## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ СИНТЕЗИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

*Дутов М.Н. аспирант, Лоскутова А.Д. студентка*

*Тамбовский государственный технический университет, Тамбов,  
[anya.loskutova.94@mail.ru](mailto:anya.loskutova.94@mail.ru)*

В данной работе представлена методика подготовки продуктов синтеза и изготовления рабочих объектов для электронномикроскопических исследований [1-3].

Продукты синтеза представляли собой медно-угольный слой на ситалловой подложке, который удалялся с поверхности подложки раствором азотной кислоты. При этом медь, как катализатор, образовывала растворимую соль  $\text{Cu}(\text{NO}_3)_2$  по реакции:



Вместе с медными включениями с подложки удалялись и углеродные нанобъекты. Получающаяся суспензия в дальнейшем использовалась для приготовления объектов для электронной микроскопии.

Далее получали бесструктурную угольную пленку (рис.2), которая необходима для использования ее в качестве носителя для наночастиц. Пленку получали напылением в вакууме углерода из угольной дуги на скол монокристалла поваренной соли. Толщина пленки контролировалась визуально по цвету – желто-коричневый (20-22 нм). Полученная пленка снималась подтавливанием водой. Отделенная реплика отмывалась последовательным переносом с помощью предметной сетки в нескольких водных ваннах. Из ванны угольные пленки извлекались с помощью медной сетки.

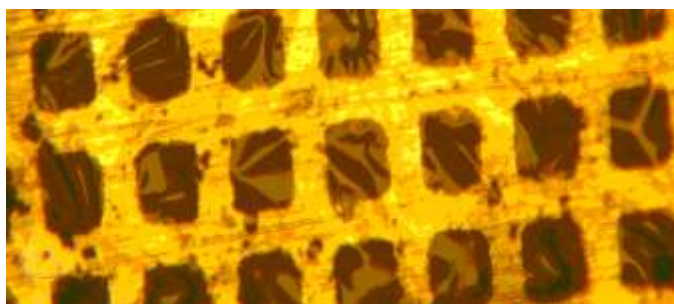


Рис. 1. Угольная бесструктурная пленка на медной объектной сетке

В другом варианте пленка подтавливалась уже вырубленной 3-х мм сеткой с последующей сушкой под инфракрасной лампой.

Приготовленный таким образом объект в дальнейшем просматривался в электронном микроскопе с целью контроля качества полученной пленки по толщине и сплошности. Показано, что для последующих исследований наиболее пригодны пленки, которые визуально до снятия с поверхности соли имели коричнево-желтый цвет, они достаточно хорошо просвечивались при ускоряющих напряжениях. Пленки синего цвета просвечивались с большой потерей яркости.

В рабочем варианте пленки коричнево-желтого цвета переносились в приготовленную ранее суспензию с исследуемыми нанопродуктами. После ультразвуковой обработки генератором эти пленки с закрепившимися на их поверхности нанобъектами из суспензии подтавливались медной предметной сеткой. В месте, где на сетке визуально просматривалась пленка, вырубался 3-х мм объект. Это и представлял собой рабочий объект для исследований в приборе.

#### Список литературы:

1. Саламех Х.Х., Шиндяпин А.П., Макаручук М.В., Шелохвостов В.П. Исследование муаровых изображений электромагнитных полей нанобъектов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки, 2010. Т. 15. № 1. С. 235-237.
2. Ушаков А.В., Баршутина М.Н., Баршутин С.Н. Исследование эффективности резонансно-туннельного метода для контроля концентрации фуллеренов в кремнийорганических композитах // Вестник Тамбовского государственного технического университета, 2015. Т. 21. № 3. С. 526-531.



3. Королев А.П., Макачук М.В., Бадирова Н.Б. Porous silicon is for environmental monitoring // В.И. Вернадский: устойчивое развитие регионов Материалы Международной научно-практической конференции, 2016. – 159-163 с.

## ПОРОШКОВЫЕ КОМПОЗИТЫ С ИЗМЕНЯЮЩИМСЯ ТЕМПЕРАТУРНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ СОПРОТИВЛЕНИЯ

*Лоскутова А.Д. студентка, Шупилов А.А. студент*

*Тамбовский государственный технический университет, Тамбов,  
[korolevanpal@yandex.ru](mailto:korolevanpal@yandex.ru)*

С целью уменьшения энергозатрат и повышения энергетической эффективности компонентов электронной и микроэлектронной техники необходимо разрабатывать электротехнические и интеллектуальные материалы со стабильными характеристиками.

Эффект отклика проводящих свойств на изменение температуры может проявляться не только у классических полупроводников с нелинейной характеристикой. Материалы с изменяющимся температурным коэффициентом сопротивления (ТКС) можно создавать из композитов. Существующие композиционные оксидные полупроводники имеют отрицательный ТКС с большой чувствительностью. Но существенным недостатком таких композитов является их старение в процессе эксплуатации. Конечно, старению подвержены все материалы, но оксидные полупроводники в значительной степени. Исходя из этого, обоснована необходимость подбирать более устойчивые химические составы. Устойчивость микроструктуры материала обеспечит меньшее старение и изменение свойств, в частности ТКС, во времени.

В связи с вышесказанным решено исследовать электрофизические свойства композитного материала из металлических порошков и порошков некоторых химических соединений, которые будут поставлять электроны проводимости при энергетическом воздействии, например, нагревании. В качестве порошков химического соединения следует использовать соединения металлов с неметаллами.

Материал для исследования изготавливается прессованием с последующим спеканием. В зависимости от пластичности частичек порошка опытным путем подбирается усилие прессования. Более твердая фракция является арматурой в прессовке, а более пластичная – связующей фазой, обеспечивающей непрерывный перенос заряда по всей структуре. Спрессованные и спеченные образцы изготавливаются одинакового размера, химического состава и при одинаковых условиях (усилие прессования, температура спекания) для подтверждения адекватности полученных результатов. Методом муара [1] наблюдались электромагнитные поля исследуемого материала для подтверждения проводящих свойств. У всех

образцов снималась температурная зависимость [2] удельного сопротивления в интервале от 20 до 120 °С. В результате обнаружился отрицательный ТКС. Разброс значений удельного сопротивления при одинаковых температурах составлял не более 15%. Этот разброс может быть объяснен неодинаковым контактным сопротивлением и неоднородностью химического состава по объему каждого образца. ТКС исследуемого материала (рис. 1) отрицательный, как у полупроводника, но температурная зависимость близка к линейной.

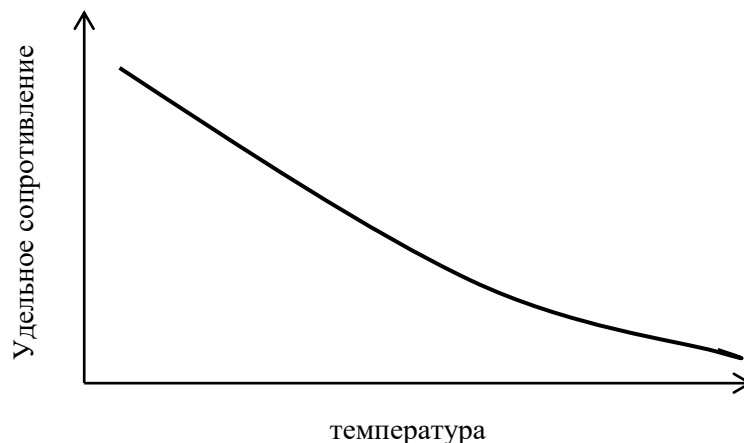


Рис. 1. Схематическое изображение температурной зависимости удельного сопротивления.

На рисунке не указаны значения сопротивления и температуры, так как они разные для разного химического состава, но, как показал эксперимент, ход зависимости для всех составов одинаковый. При высоких температурах падение сопротивления замедляется и, вполне возможно, в дальнейшем будет расти. Через границы фаз перенос заряда осуществляется резонансно [3].

Список литературы:

1. Саламех Х.Х., Шиндяпин А.П., Макачук М.В., Шелохвостов В.П. Исследование муаровых изображений электромагнитных полей нанообъектов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки, 2010. Т. 15. № 1. С. 235-237.
2. Korolev A. P., Shelochvostov V. P., Chernyshov V. N. Solid State Primary Initial Transformer Design for Heat Values Measurement // Вестник Тамбовского государственного технического университета, 1999. Т. 5. № 4. С. 536 – 542.
3. Ушаков А.В., Баршутина М.Н., Баршутин С.Н. Исследование эффективности резонансно-туннельного метода для контроля концентрации фуллеренов в кремнийорганических композитах // Вестник Тамбовского государственного технического университета, 2015. Т. 21. № 3. С. 526-531.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА ЖЕЛЕЗО – КАРБИД ВОЛЬФРАМА

Лоскутова А.Д. студентка

*Тамбовский государственный технический университет, Тамбов,*  
[anya.loskutova.94@mail.ru](mailto:anya.loskutova.94@mail.ru)

Одной из важных особенностей порошковой металлургии является возможность получать композитные материалы любого химического состава, компоненты которого обладают различными свойствами [1]. Следует отметить, что свойства композита могут отличаться от свойств составляющих компонентов.

В работе приводятся результаты исследования композитного материала, полученного из порошков железа и карбида вольфрама.

Так как у карбида вольфрама и железа значительно различается удельный вес, то соотношение порошков определялось долей от общего объема, а не от массы. Изготовленные образцы содержат 20% объема порошка карбида вольфрама и 80% объема порошка железа. Общая масса порошков для каждого образца составляет 8 грамм, поэтому масса порошков каждого компонента рассчитана из значений объема и плотности:  $m_{Fe}=5,3$  г.,  $m_{WC}=2,7$  г.

Чтобы добиться однородности и улучшить сыпучесть, порошки просеяли через сито (размер ячеек 315 мкм). Затем взвесили рассчитанное ранее количество карбида вольфрама и железа для трех порций (погрешность весов 0,01 г.). Далее компоненты тщательно перемешали.

Образцы изготавливались методом прессования, для всех изделий использовалась одна пресс-форма, параметры которой указаны на рисунке 1.

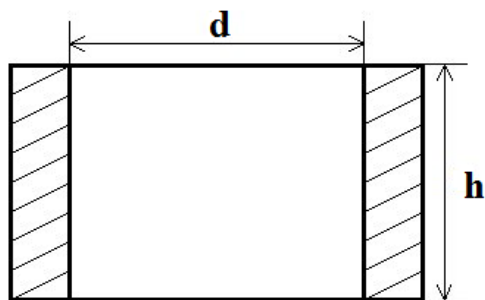


Рис. 1. Пресс-форма: d – внутренний диаметр, 25 мм; h – высота, 20 мм.

В отличие от железа, карбид вольфрама практически не прессуется, что объясняется его высокой твердостью. В смешанном порошке частицы железа проникают между частиц карбида вольфрама. Под давлением частицы железа уплотняются и, образуя молекулярную связь, запирают между собой частицы карбида вольфрама, что позволяет удерживать неспрессованный порошок в изделии. В данном случае при прессовании подавалась нагрузка 16 тонн. Наглядно этот процесс показан на рисунке 2.

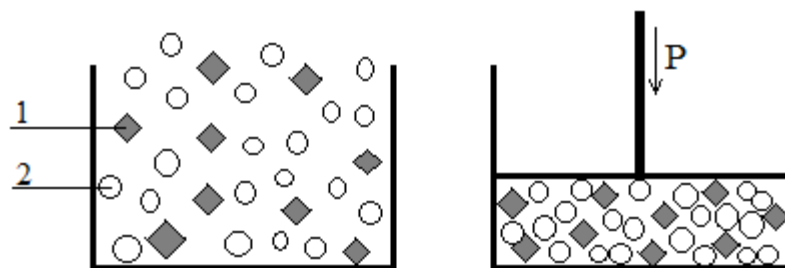


Рис. 2. Процесс прессования, где 1 – карбид вольфрама, 2 – железо, P – поданное давление.

Спрессованные образцы подвергаются спеканию при температуре 1100 °С, что составляет чуть больше 0,7 температуры плавления наиболее легкоплавкого компонента – железа.

Исследования температурной зависимости электропроводности композита проведено на шести образцах. Сопротивление образцов измерено при температурах 20 – 120 °С. Таким образом, проведено прессование и спекание порошков карбида вольфрама и железа. Исследованы электрофизические свойства полученных образцов в зависимости от температуры [2]. Структурные исследования проводились методом муара [3].

Список литературы:

1. Королев А.П. Электрофизические свойства пористого кремния / А.П. Королев, М.В. Макачук // Тезисы докладов 2-ой Международной конференции с элементами научной школы «Актуальные проблемы энергосбережения и энергоэффективности в технических системах», 2015. – С. 333-336
2. Korolev A. P., Shelochvostov V. P., Chernyshov V. N. Solid State Primary Initial Transformer Design for Heat Values Measurement // Вестник Тамбовского государственного технического университета, 1999. Т. 5. № 4. С. 536 – 542.
3. Саламех Х.Х. Исследование муаровых изображений электромагнитных полей нанообъектов / Х.Х. Саламех, А.П. Шиндяпин, М.В. Макачук, В.П. Шелохвостов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки, 2010. Т. 15. № 1. С. 235-237.

## СИНТЕЗ СИСТЕМЫ С-CU-ZN ИЗ НИТРАТОВ И ОКСИДОВ МЕТОДОМ ИК-ПИРОЛИЗА И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕЕ СВОЙСТВ

*Рогушин<sup>1</sup> К.Б. магистр*

*Национальный исследовательский технологический университет  
«МИСиС», Москва, [kirill.rogushin@gmail.com](mailto:kirill.rogushin@gmail.com)*

В настоящее время в связи с истощением разрабатываемых ресурсов традиционной нефти, а также ужесточением требований к экологическим

характеристикам, все больше внимания уделяют развитию технологий производства синтетических жидких углеводородов.

Метанол является одним из альтернативных источников энергии, которым может быть заменено ископаемое топливо. Использование метилового спирта так же является альтернативой некоторым из существующих моделей биотоплива.

В промышленных объёмах метанол производится из водорода и монооксида углерода. Одной из стадий синтеза является процесс Фишера-Тропша. Данный процесс протекает в присутствии катализатора, который и вносит основной вклад в конечный продукт реакции, а именно: оказывает влияние на стехиометрию углеводорода.

В последнее время все чаще в виде катализаторов находят применение материалы в наноразмерной форме, в связи с чем целью данной работы было получение металл-углеродной системы с наноразмерными частицами Cu-Zn и изучение их свойств в зависимости от исходных веществ, а также от температуры отжига.

В результате методом ИК-пиролиза синтезированы металл-углеродные системы, где металлической составляющей являются частицы Cu-Zn. Были получены две серии образцов. В первой серии исходными веществами выступали нитраты  $\text{Cu}(\text{NO}_3)_2 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{Zn}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ , во второй серии использовались оксиды CuO и ZnO. Обе серии образцов были получены при основном отжиге в 300, 400, 500, 600 и 700 °C. Полиакрилонитрил (ПАН) в исследуемых системах является матрицей. При нагреве с солями металлов (или с оксидами). ПАН разлагается, в результате чего происходит восстановление солей металлов (и оксидов) до чистых меди и цинка.

В ходе проведенных исследований установлено, что в образцах, синтезированных из нитратов и оксидов, отличается морфология углеродной матрицы, в которой расположены частицы. В образцах, полученных из оксидов, в результате фазового анализа установлено, что наряду с графитоподобной структурой и оксидом цинка присутствует металлическая фаза меди. Для образцов, синтезированных при 600 и 700 °C, отсутствует фаза ZnO, что связано с восстановлением цинка и образованием твердого раствора Cu-Zn. Для образцов, синтезированных из нитратов, установлена графитоподобная фаза, а также твердый раствор медь-цинк. Проведена оценка состава твердого раствора CuZn. В результате проведенной просвечивающей электронной микроскопии обнаружены металлические наноразмерные частицы, обладающие сферической формой. Средний размер частиц для образца, синтезированного из оксидов и отожженного при 300 °C, составляет 3,3 нм, а для образца, отожженного при 600 °C, составляет 15 нм, что связано с процессами коагуляции при повышении температуры. В образце, полученном из нитратов при отжиге в 300 °C средний размер частиц составил 74 нм, в то время как для образца с отжигом в 600 °C средний размер составил 39 нм. Для образцов, синтезированных из нитратов рассчитаны распределения ОКР по размерам и установлено, что увеличение

температуры отжига влечет за собой расширение области ОКР и смещение ее в сторону больших размеров.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ШЛАКО-ЦЕМЕНТНОГО ВЯЖУЩЕГО, ПОЛУЧЕННОГО С ПРИМЕНЕНИЕМ МАГНИТНО- ИНДУКЦИОННОГО ПОМОЛА**

*Дружинина М.Э. студент, Лучникова Г.Г., Суворов Д.С., Хайдаров Б.Б.,  
Кузнецов Д.В.*

*ФГАОУ ВПО Национальный Исследовательский Технологический  
Университет «МИСиС», Москва, [ms.marina.druzhinina@mail.ru](mailto:ms.marina.druzhinina@mail.ru)*

Металлургическое производство является важной составляющей экономики страны, но также приводит к возникновению ряда экологических проблем. Решением проблемы промышленных отходов является внедрение безотходных технологий, когда отходы или побочные продукты одних предприятий являются исходными материалами других.

Шлаки черной металлургии – наибольший по объему отход. Десятилетиями в нашей стране накапливаются шлаки в виде отвалов, которые занимают значительные территории (тысячи гектар), которые могли бы быть использованы более рационально. Превращение металлургических шлаков и других отходов в вяжущие материалы малоэнергоёмкими безобжиговыми способами является актуальной задачей.

Перспективным является применение доменных шлаков в качестве сырья для производства шлакопортландцемента, шлакощелочных бетонов, заполнителя цементных и асфальтовых бетонов, – получения вяжущих для дорожного и гражданского строительства.

Для создания технологии получения вяжущих путём переработки доменных шлаков в данной работе используется аппарат вихревого слоя (АВС). Главным достоинством является энергоэффективность и меньшее время обработки материала по сравнению с валковой мельницей. Возможно получение вяжущего с размером частиц менее 20 мкм и удельной поверхностью более 2 м<sup>2</sup>/г.

Основа вяжущего материала – гранулированный доменный шлак с добавлением портландцемента марки М500 (10 – 50 масс %). Данная смесь проходит магнитно-индукционный помол. Исследована зависимость прочности получаемого вяжущего от количества добавляемого портландцемента. Марочность получаемого вяжущего должна соответствовать марке М400 – М500.

Таким образом, получены вяжущие, сопоставимые с рыночными аналогами. Благодаря использованию магнитно-индукционного помола и гранулированного шлака в качестве основы вяжущего, снизятся количество

этапов производства и энергозатраты, следовательно, повысятся экономические показатели технологии, кроме того, улучшится экологическая ситуация в регионах с металлургическими предприятиями, будут высвобождены значительные площади земельных угодий.

## **СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МАХ ФАЗ СИСТЕМЫ Ti-Al-C МЕТОДОМ СВС**

***Казмухамбетова<sup>1</sup> З.М. магистрант, Вершинников<sup>2</sup> В.И., Ковалев<sup>2</sup> Д.Ю.***

***<sup>1</sup>- Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, [zarin\\_ka94@mail.ru](mailto:zarin_ka94@mail.ru)***

***<sup>2</sup>- Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка.***

Материалы на основе МАХ фаз обладают свойствами, комбинирующими достоинства как металлических сплавов, так и керамических соединений. Подобно металлам, они показывают высокую тепловую и электрическую проводимость и стойкость к тепловым ударам. При этом подобно керамике они обладают низким тепловым коэффициентом расширения, высокой теплостойкостью и жаростойкостью. В сочетании с низким удельным весом эти свойства МАХ фаз делают их весьма перспективными для применения в машиностроении, авиа- и двигателестроении и в других отраслях промышленности. Среди более 60 материалов на основе МАХ фаз, синтезированных к настоящему времени, наибольший интерес представляют соединения на основе системы Ti – Al – С.

Общие закономерности структурообразования материалов на основе МАХ фаз, полученных с использованием метода СВС, мало изучены. Решение этих проблем представляют интерес, как с фундаментальной, так и прикладной точки зрения. В связи с этим целью данной работы является получение материалов на основе МАХ фаз состава Ti<sub>2</sub>AlC методом СВС с восстановительной стадией без вторичных карбидных и интерметаллидных фаз и исследование их структурных особенностей.

Для синтеза использовались смеси следующего состава: TiO<sub>2</sub> – Al – С и TiO<sub>2</sub> – Al – Mg – С. Инициирование реакции осуществлялось локальным нагревом прессованных образцов вольфрамовой электрической спирали в СВС реакторе в атмосфере аргона при давлении 5 – 20 атмосфер.

Рентгенофазовый анализ синтезированного материала проводился на дифрактометре ДРОН-3М, излучение Cu-K $\alpha$  и показал, что в случае горения смеси TiO<sub>2</sub> – Al – С основными фазами являются TiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а в случае TiO<sub>2</sub> – Al – Mg – С – фазы Ti<sub>2</sub>AlC и MgO. Кислотная обработка этого материала с последующей промывкой в дистиллированной воде позволила выделить чистую МАХ фазу Ti<sub>2</sub>AlC. Исследования микроструктуры показали, что

синтезированная МАХ фаза представлена в виде конгломератов со средним размером порядка 50 мкм.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЯЖУЩИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДОМЕННОГО ГРАНУЛИРОВАННОГО ШЛАКА И СИЛИКАТА НАТРИЯ**

*Лучникова Г.Г. студентка, Дружинина М.Э., Суворов Д.С., Хайдаров Б.Б.,  
Кузнецов Д.В.*

***ФГАОУ ВПО Национальный Исследовательский Технологический  
Университет «МИСиС», [g.lychnik@gmail.com](mailto:g.lychnik@gmail.com)***

Производство металлургической промышленности связано с образованием большого количества таких технологических отходов, как шлаки, керамический лом, окалины, шламы, пыль и др. До 98 % отходов хранятся на предприятиях в отвалах, что приводит к ухудшению экологической обстановки, повышенным расходам на утилизацию и т.д. Последнее время доменный шлак востребован среди потребителей строительной индустрии из-за его цены, прочности и веса. Его используют в качестве компонентов и исходного сырья для получения вяжущих смесей.

Помимо проблемы утилизации отходов производства существует ещё одна, не менее важная и актуальная – создание энергоэффективного метода переработки шлака. Энергоэффективность метода магнитно-индукционного помола по сравнению с шаровой мельницей значительно выше. Применение данного метода позволяет снизить энергозатраты при производстве шлаковых вяжущих материалов до 2 раз.

Принцип работы аппаратов вихревого электромагнитного перемешивания основан на возникновении вихревого слоя электромагнитных частиц при действии на них движущегося электромагнитного поля. В качестве активаторов обычно используются металлические цилиндрические тела. Метод магнитно-индукционного помола позволяет получать тонкомолотый гранулированный шлак, свойства которого сопоставимы с аналогичными технологиями, но при меньших энергозатратах.

Для получения бетонов высокой прочности и качества необходимо присутствие в составе шлаковых материалов растворимых силикатами натрия, поскольку они являются наиболее активными затворителями для таких материалов. Это позволит использовать шлак для изготовления бордюрного камня, тротуарной плитки или для укрепления грунтов, поскольку с помощью технологии создания бесцементных вяжущих можно производить микроцементы.



В работе проведено исследование вязущих материалов, полученных при обработке магнитно-индукционным методом доменного гранулированного шлака с добавлением силиката натрия.

## **АПРОБАЦИЯ МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ЗЕРЕН В ПОЛЯРИЗОВАННОМ СВЕТЕ НА АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОМ СПЛАВЕ В-1461**

*Воронин С.В., Чаплыгин К.К. студент*

*Самарский национальный исследовательский университет имени  
академика С.П. Королева, Самара, [chapkostya96@mail.ru](mailto:chapkostya96@mail.ru)*

В работе [1] описан процесс роста окисной пленки на поверхности различных материалов в зависимости от вида и режима травления. Используя интерференционную картину, получаемую на поверхности материала, а также зависимость модуля упругости от кристаллографической ориентации зерен, была разработана методика по определению кристаллографической ориентации отдельных зерен в поляризованном свете. Подход к определению кристаллографической ориентации отдельных зерен в поляризованном свете в алюминиевом сплаве АД1 описан в работе [2]. Сплав АД1 является однофазным и был выбран для исследования с целью исключения влияния упрочняющих фаз на измерения модуля упругости отдельных зерен.

Примененную для сплава АД1 методику необходимо было апробировать на других сплавах для того, чтобы установить влияние химического и фазового состава на процесс определения кристаллографической ориентации зерен исследуемых сплавов. В качестве исследуемого материала был выбран сплав В-1461. Описание и характеристики данного материала рассмотрены в статье [3].

Сплав В-1461 подвергался полированию и электролитическому травлению до выявления границ зерен при режимах аналогичных используемым для выявления структуры сплава АД1. Интерференционные картины данных сплавов в поляризованном свете представлены на рис. 1.

Из рис. 1 видно, что структуры данных материалов имеют ряд различий. Зерна сплава В-1461 имеют размер в 7-9 раз больше, чем зерна сплава АД1, и в зернах сплава В-1461 просматривается субмикроструктурная структура. Однако на поверхности образца сплава В-1461 образовались аналогичные цвета, как и на поверхности образца сплава АД1: синий, желтый и бледно-оранжевый.

Модуль упругости зерен сплава В-1461 измерялся методом снятия кривых подвода на приборе «НаноСкан-3D». В ходе измерений было установлено, что значения модуля упругости в сплаве В-1461 для синих зерен составляет от 46 до 49 ГПа, для желтых от 68 до 76 ГПа, для бледно-оранжевых

от 62 до 68 ГПа. Данные значения попадают в диапазон, установленный ранее для сплава АД1, а также удовлетворяют литературным данным [4,5].

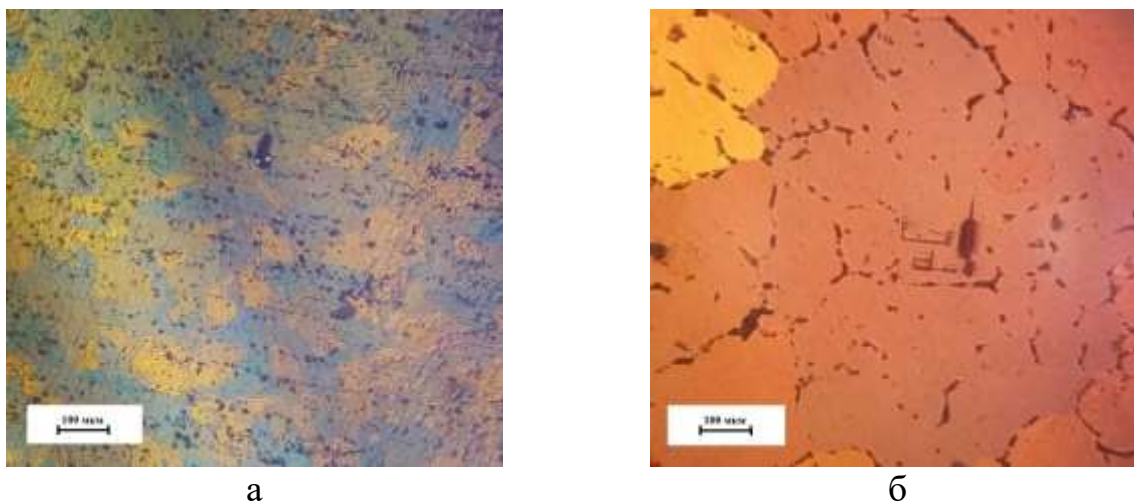


Рис.1 Интерференционные картины сплавов в поляризованном свете  
а - сплав АД1; б - сплав В-1461.

В ходе работы установлено, что ранее разработанная методика по определению кристаллографической ориентации отдельных зерен алюминиевого сплава АД1 в поляризованном свете применима для сплава В-1461. Экспериментально определены значения модуля упругости для синих, желтых и бледно-оранжевых зерен сплава В-1461, а также получена интерференционная картина микроструктуры данного сплава в поляризованном свете при аналогичных режимах травления, что и для сплава АД1.

#### Список литературы:

1. Киселева С.А., Файвилевич Г.А. Цветная металлография. – М.: Металлургия, 1960. – 109 с.
2. Бараев Д.И., Чаплыгин К.К. Зависимость цвета зерен в поляризованном свете от их кристаллографической ориентации в алюминиевом сплаве АД1, Гагаринские чтения – 2017: XLIII Международная молодежная научная конференция: Сборник тезисов докладов. – М.: Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), 2017. – с. 216-217.
3. Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И., Оглодков М.С., Михайлов Е.Д. Алюминий-литиевые сплавы для самолетостроения, *Металлург.* – №5, 2012. – с. 31-35.
4. Микляев П.Г., Фридман Я.Б. Анизотропия механических свойств металлов. – М: Металлургия, 1986. – 224 с.
5. Бадамшин И.Х. От четырех к одному. Силы внутриатомного взаимодействия и прочность материалов: монография. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Издательский дом Академии Естествознания, 2016. – 134 с.

# ОДНОСТАДИЙНЫЙ СИНТЕЗ МЕТОДОМ РАСТВОРНОГО СВС НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ СОСТАВА CU-CR-O И NI-CR-O И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ КАТАЛИТИЧЕСКОЙ АКТИВНОСТИ В РЕАКЦИИ ОКИСЛЕНИЯ МОНООКСИДА УГЛЕРОДА

Жадяев А.А. студент, Новиков В.А. ассистент, Романова Е.В студент,  
Фирсова И.А. студент

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия  
[Alexander-zhadyaev@yandex.ru](mailto:Alexander-zhadyaev@yandex.ru)

Растворный самораспространяющийся высокотемпературный синтез (синтез горением в растворах) позволяет получить дешевые оксидные катализаторы в виде наноразмерных порошков, которые обладают очень высокой каталитической активностью при низких температурах. В работах [1-3] описано получение, методом горения в растворах, наноматериалов на основе системы Cu-Cr-O (в том числе шпинелей  $\text{CuCr}_2\text{O}_4$  и  $\text{CuCrO}_2$ ). В этих работах в качестве топлива использовались: глицин [1], лимонная кислота [2-3], источником Cu и Cr, в синтезированных порошках, являлись нитраты этих металлов. Однако, синтез, в работах [1-3], проходил в несколько этапов (включая температурный отжиг), которые требуют много времени. Целью данной работы является изучение возможности синтеза методом растворного СВС шпинелей  $\text{CuCr}_2\text{O}_4$ ,  $\text{CuCrO}_2$  и  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$  без дополнительной температурной обработки (в один этап) и исследование их каталитической активности в реакции окисления монооксида углерода.

В экспериментах, в качестве исходных компонентов были использованы следующие материалы: нитрат меди –  $\text{Cu}(\text{NO}_3)_2$ , нитрат никеля –  $\text{Ni}(\text{NO}_3)_2$ , нитрат хрома –  $\text{Cr}(\text{NO}_3)_3$ , мочевины –  $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$ . Шпинели получают из оксидов по реакциям:  $\text{CuO} + \text{Cr}_2\text{O}_3 = \text{CuCr}_2\text{O}_4$ ,  $2\text{CuO} + \text{Cr}_2\text{O}_3 = 2\text{CuCrO}_2 + 0,5\text{O}_2$ ,  $\text{NiO} + \text{Cr}_2\text{O}_3 = \text{NiCr}_2\text{O}_4$ . В проведенных экспериментах концентрация нитратов меди и никеля в смеси с нитратом хрома изменялась от 0 до 100%. Концентрация мочевины изменялась от 30 до 60%. Объем, использованной для растворения дистиллированной, воды изменялся от 25 до 100 мл. С синтезированными порошками проводили следующие виды анализов: рентгенофазовый анализ, исследование структуры на растровом электронном микроскопе, энергодисперсионный рентгеноспектральный микроанализ, измерение удельной поверхности методом БЭТ, измерение температуры горения. Изучали каталитические свойства порошков систем Cu-Cr-O и Ni-Cr-O в реакции окисления монооксида углерода в диоксид углерода в температурном интервале 150-550<sup>0</sup>С, и при объемной скорости подаваемой газовой смеси 240 мл. в минуту (состав газовой смеси (99% воздуха + 1% CO)).

#### Список литературы:

1. Yung-Tang Nien, Mon-Ru Hu, Te-Wei Chiu, Jaw-Shiow Chu. Antibacterial property of CuCrO<sub>2</sub> nanopowders prepared by a self-combustion glycine nitrate process// Materials Chemistry and Physics 179 (2016) 182-188.
2. Pengfei Wang, Peng Li, Ting-Feng Yi, Xiaoting Lin, Yan-Rong Zhu, Lianyi Shao, Miao Shui, Nengbing Long, Jie Shu. Fabrication and electrochemical properties of CuCrO<sub>2</sub> anode obtained by a sol-gel method// Ceramics International 41 (2015) 6668–6675.
3. Wei Li, Hua Cheng. Cu-Cr-O nanocomposites: Synthesis and characterization as catalysts for solid state propellants// Solid State Sciences 9 (2007) 750-755.

## **РОЛЬ ЛЕГИРОВАНИЯ СКАНДИЕМ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ ИЗ ОКСИДНОГО И ФТОРИДНОГО СЫРЬЯ**

***Икорников Д.М. молодой ученый, Андреев Д.Е., Санин В.Н., Юхвид В.И.***

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

Интерес к скандию и его сплавам возник в середине 80-х годов XX века в связи с решением новых космических задач по выводу на орбиту тяжелых кораблей типа «Шаттл», «Буран» и «Энергия» [1,2]. Увеличение веса поднимаемых в космос грузов требовало перехода на более эффективное и экологически безвредное топливо (жидкий водород), для чего были необходимы стойкие при низких криогенных температурах новые конструкционные материалы на основе наиболее легкого металла – алюминия.

Скандий – это самый эффективный модификатор алюминия и его сплавов. Его добавка, даже, в-десятых, долях процента, создает мелкозернистую однородную структуру сплава с величиной зерна интерметаллидов не более 40 – 50 мкм. Это обеспечивает повышенную прочность; термическую стабильность; устойчивости к межзеренному разрушению, коррозионному растрескиванию, охрупчиванию; улучшает пластичность сплава и его свариваемость. Сплавы алюминия со скандием имеют высокую стойкость к радиационному излучению и могут служить в качестве первой стенки термоядерного реактора, что предвещает его будущее. Представляют практический интерес и другие области применения скандия [3].

Сложность получения сплавов на основе скандия, а также легирование им алюминидов титана с использованием оксидного или фторидного сырья (Sc<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ScF<sub>3</sub>) заключается в стабильности этих соединений, плохой восстанавливаемости в режиме горения, особенно это касается оксида скандия.

В настоящем исследовании предпринята попытка легирования интерметаллидного Ti–Al–Nb-сплава скандием от 0,5 до 10 масс. % с использованием оксидного и фторидного сырья.

Будет изучено влияние легирования на микроструктуру и механические характеристики интерметаллического сплава на основе алюминидов титана.

Для реализации поставленных целей будут привлечены методики и подходы, положительно зарекомендовавшие себя при синтезе алюминидов титана с использованием оксидного сырья: введение функциональных и энергетических добавок, воздействие поля центробежных сил.

Будут определены оптимальные композиции для обеспечения заданного уровня легирования, закономерности синтеза и величину поля центробежных сил.

Список литературы:

1. Mineral Commodity Summaries. 1990, p. 148-149.
2. Mineral Yearbook. 1988, p. 10-12.
3. В.А. Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Рогова. Перспективы легирования алюминиевых сплавов скандием // Цветные металлы. 1982, №12, с. 234-236.

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

## **ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛ-УГЛЕРОДНОЙ СИСТЕМЫ C-CO-RU МЕТОДОМ ИК-ПИРОЛИЗА И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕЕ СВОЙСТВ**

**Павлов А.А. магистр**

***Национальный исследовательский технологический университет  
«МИСиС», Москва, [palex941@rambler.ru](mailto:palex941@rambler.ru)***

Из-за повышенного потребления природных ресурсов происходит их истощение. По этой причине необходимо развивать и исследовать способы получения возобновляемых источников энергии. Одним из них может стать водород, который обладает хорошими энергетическими характеристиками. Его можно получать, используя паровое реформирование этанола. Но данный процесс сильно зависит от катализаторов, используемых в процессе. В качестве катализаторов для реакции парового реформирования этанола в основном используются благородные металлы (Pt, Pd, Rh, Ru), такие металлы как Ir, Cu, Co, Ni, оксиды металлов и их смеси. Поэтому целью данной работы было подготовка и получение металл-углеродных наносистем на основе кобальта и рутения, расположенных в углеродной матрице, а также исследование их структуры и каталитических свойств от условий синтеза.

Металл-углеродные системы были получены с помощью ИК пиролиза прекурсоров, состоящих из полиакрилонитрила (ПАН) и ацетилацетонатов кобальта и рутения при пяти разных температурах (500, 600, 700, 800, 900 °С). Соотношение металлических компонентов в прекурсор составляло 9 : 1. Так же была получена вторая серия образцов, которая была подвержены активации с использованием КОН.

В результате исследования нанокомпозитов были исследованы различные характеристики образцов. С помощью метода рентгеновской дифракции было обнаружено, что в первой серии образцов в интервале температур 500 – 900 °С присутствует графитоподобная структура и  $\beta$ -Со (рисунок 1). Во второй серии во всем интервале температур так же присутствуют  $\beta$ -Со и графитоподобная структура, а также, помимо этого, появляется  $\alpha$ -Со (рисунок 2). Также были рассчитаны параметры кристаллической решетки  $\beta$ -Со. Полученные параметры больше табличных значений, что может быть связано с наличием рутения в образцах, из чего можно предположить, что кобальт с рутением образуют твердый раствор. На рисунке 3 приведены ПЭМ-микрофотографии образцов. Полученные результаты показывают, что металлические частицы обладают формой близкой к сферической и располагаются в углеродной матрице. Для первой серии образцов рассчитаны ОКР, а также построены распределение ОКР по размерам. Установлено, что повышение температуры пиролиза приводит к увеличению и расширению области ОКР.

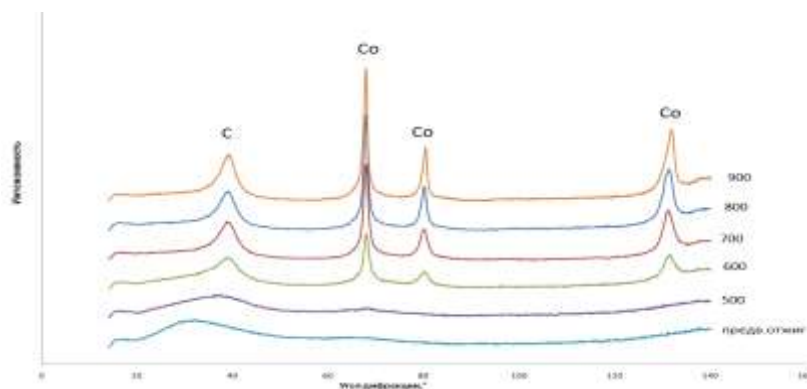


Рис.1. Результаты фазового анализа образцов, полученных при различной температуре пиролиза.

Кроме того, определение удельной поверхности образцов, показало, что в образцах с активированной матрицей она больше, чем в обычных. На основе анализа микрофотографий первой серии образцов были рассчитаны средние размеры частиц и построены распределение частиц по размерам. Распределение подчиняется логарифмически-нормальному распределению. Средний размер частиц в образце, полученном при 400 °С составляет 11 нм, а размер ОКР – 5 нм. На основе данных результатов можно рассчитать, что частицы в образцах состоят из двух и более ОКР.

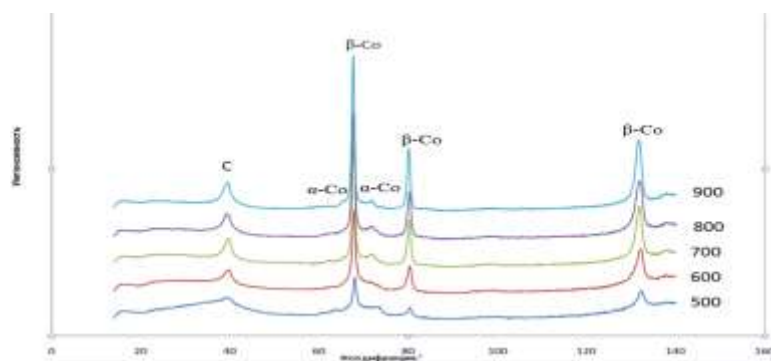


Рис.2. Результаты фазового анализа образцов с активированной матрицей, полученных при различной температуре пиролиза.

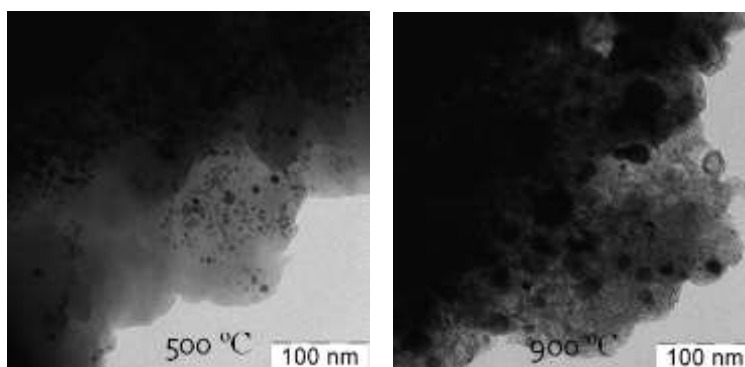


Рис.3. Изображения наноконпазитов C-Co-Ru, полученные на ПЭМ.

## ЗАВИСИМОСТИ ХАРАКТЕРИСТИК ГОРЕНИЯ ОТ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ПЛОТНОСТИ МАТЕРИАЛА СОСТАВА TiC-Co-W

***Савельев<sup>1,2</sup> А.С. магистрант, Бажин<sup>1</sup> П.М., Столин<sup>1</sup> А.М.***

*<sup>1-</sup> Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, [sava.alex207103@yandex.ru](mailto:sava.alex207103@yandex.ru)*

*<sup>2-</sup> Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, Владимир*

В работе были исследованы характеристики горения для материалов на основе карбида титана с содержанием вольфрама 0, 1, 3, 5%. Прессование заготовок велось от относительной плотности 0,43 (с меньшей плотностью получить заготовку, при которой она обеспечивала бы технологическую целостность, не было возможности). Исследования проводились на установке «Тест», которая моделирует реальные условия проведения СВС-экструзии.

На основе проведенных экспериментов были установлены оптимальные параметры шихтовой заготовки необходимые для проведения СВС-экструзии материалов, изучаемых составов. В таблице 1 приведены оптимальные значения относительных плотностей, скорости горения и температуры горения.

Таблица 1. Характеристики изучаемых составов.

Состав	Оптимальная относительная плотность	Температура горения, °С	Скорость горения, мм/с
TiC-Co	0,47	2100	3,5
TiC-Co + 1% W	0,42	2080	3,5
TiC-Co + 3% W	0,5	1901	2,4
TiC-Co + 5% W	0,5	1940	3,6

В результате работы были определены оптимальные относительные плотности шихтовых заготовок для составов TiC-Co, TiC-Co+1,3,5%W при которых их характеристики горения максимальны, что позволяет увеличить время, при котором материал обладает способностью к высокотемпературному деформированию при СВС-экструзии.

## ПОЛУЧЕНИЕ НАНОПОРОШКОВЫХ ЛИГАТУР Al-AlN ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

*Ручкина В.С. магистр, Белянкина А.К. студент, Кузина А.А.*

*Самарский университет, кафедра технологии металлов и авиационного материаловедения, Самара, [valy.mail.rus@mail.ru](mailto:valy.mail.rus@mail.ru), [babalkina@mail.ru](mailto:babalkina@mail.ru)*

Развитие транспортного машиностроения, в том числе аэрокосмической, автомобильной, железнодорожной техники и судостроения требует конструкционных материалов, сочетающих высокую прочность и высокий модуль упругости с малой плотностью, с повышенной сопротивляемостью распространению трещин при статических и циклических нагрузках, материалов с высоким сопротивлением ползучести и повышенной длительной прочностью при все повышающихся рабочих температурах. Весьма важным и перспективным научным направлением остается изыскание путей и принципов создания композиционных материалов, обладающих значительно более высокими физико-механическими свойствами, чем применяемые в настоящее время металлические материалы. В авиапромышленности алюминиевые сплавы остаются основными материалами, т.к. они позволяют сохранять малый удельный вес конструкций, что существенно влияет на эффективность их применения. Введение в сплавы алюминия высокопрочных частиц обеспечивает повышенные удельные прочность и жесткость, высокую износостойкость с сохранением высоких электро- и теплопроводности, и малого удельного веса.

Целью данной работы было исследование режимов прессования и спекания порошковых смесей состава Al-AlN для получения нанопорошковых лигатур, предназначенных для последующего ввода в алюминиевые расплавы.



Полученные механоактивацией со скоростью 300 об./мин. в течение 5 минут в планетарной центробежной мельнице «Пульверизетте-5» порошковые смеси, содержащие упрочняющие частицы нитрида алюминия в количестве 10 и 30%, подвергались одноосному прессованию на гидравлическом прессе ПСУ-50 с давлением до 185 МПа. Прессование исследуемых порошков проводилось насыпкой порошка по весу для обеспечения постоянства плотности прессовок – лигатур. Получены лигатуры с пористостью 9...11%, диаметром  $18 \pm 0,2$  мм, высотой  $4 \pm 0,05$  мм, массой  $2,5 \pm 0,02$  грамм, которые затем спекались в инертной среде по режиму: нагрев до  $300^\circ\text{C}$  с выдержкой 20 минут, далее нагрев до  $580...600^\circ\text{C}$  с выдержкой 60 минут. Определены зависимости пористости  $P = f(P)$  полученных лигатур. Таким образом, рассмотренные режимы прессования и спекания полученных механоактивацией в планетарной мельнице порошковых смесей Al-AlN позволяют получать лигатуры, состоящие из алюминиевого порошка – носителя и порошка модифицирующей фазы AlN при увеличенном содержании последнего.

## СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИНЧАТО-ТОНКИХ ТРИСУЛЬФИДОВ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ

*Жукова П.А. студентка, Муратов Д.С., Карпенков Д.Ю., Суворов Д.С., Хайдаров Б.Б., Кузнецов Д.В.*

*НИТУ «МИСус», Москва, [zhukova.pa@yandex.ru](mailto:zhukova.pa@yandex.ru)*

Двумерные материалы (2D) начали активно изучаться в последние годы во всем мире. Самым известным и изученным является графен. Многие из активно изучаемых 2D-материалов относятся к халькогенидам переходных металлов. Большинство из них в объемной форме имеют слоистую структуру и слабые межслоевые ван-дер-ваальсовы взаимодействия, из-за чего их можно расслаивать различными методами. Такие структуры можно использовать для электрических и оптических измерений. До сих пор экспериментальные исследования были в основном сосредоточены на халькогенидах переходных металлов с составом  $\text{MX}_2$  ( $\text{M} = \text{Mo}, \text{W}$ ;  $\text{X}$  - халькоген), такие как  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{WS}_2$ . Тем не менее много других слоистых материалов с интересными свойствами получили ограниченное внимание от исследователей.

В данной работе путем взаимодействия титана и серы взятых в стехиометрическом соотношении были получены трисульфиды таких переходных металлов, как титан и цирконий ( $\text{TiS}_3$ ,  $\text{ZrS}_3$ ). Струшковидный порошок титана (циркония) и сера были загружены в кварцевые трубки, которые после вакуумирования были герметично запаяны и помещены в горизонтальную электрическую печь и нагреты до соответствующей температуры.

Полученные материалы были исследованы методами сканирующей электронной микроскопии и рамановской спектроскопии. Исследование морфологии и структуры трисульфидов было проведено с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega 3 (SEM). На рисунке 1 приведены микрофотографии данного образца при различных увеличениях.

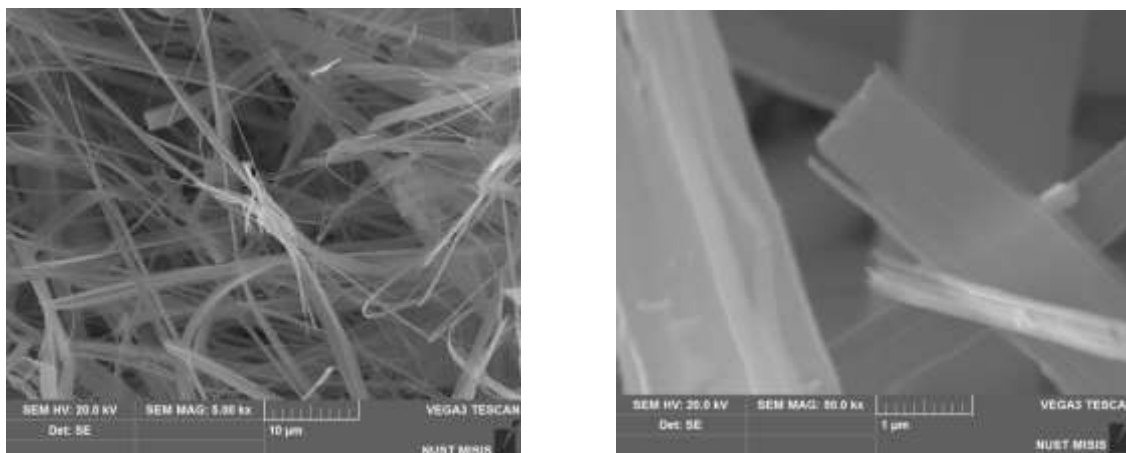


Рис.1. Микрофотографии нитевидных кристаллов  $\text{TiS}_3$ .

На представленных микрофотографиях видно, что материалы данного типа кристаллизуются в виде пластинчатых тонких нитей длиной более 30 мкм, шириной 1-5 мкм и толщиной меньше 1мкм.

Образец трисульфида титана анализировали с помощью Раман микроскопа Thermo DXR. На рисунке 2 представлены микрофотография и рамановский спектр образца.



Рис.2. Микрофотография и рамановский спектр образца.

Спектр содержит четкие линии трисульфида титана ( $\text{TiS}_3$ ). Основные линии 172, 297, 365, 519 и 554  $\text{см}^{-1}$ . Наиболее интенсивная линия соответствует 519  $\text{см}^{-1}$ .

Данное исследование показывает, возможность получения нитевидных сульфидов титана и циркония, также по результатам аналитического обзора литературы можно сделать вывод, что трисульфиды титана и циркония ( $\text{TiS}_3$ ,  $\text{ZrS}_3$ ) – конкурентоспособные электронные материалы в семействе двумерных (2D) халькогенидов переходных металлов, и могут быть использованы для

создания новых полупроводниковых устройств. На дальнейших этапах работы будут исследованы различные электрические свойства.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ SiC СТРУКТУР С АНОМАЛЬНО ВЫСОКОЙ ИНТЕНСИВНОСТЬЮ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ**

***Терещенко А.Н. молодой ученый***

***Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, [tan@issp.ac.ru](mailto:tan@issp.ac.ru)***

Карбид кремния (SiC), как широкозонный полупроводник с уникальными свойствами, находит широкое применение в различных технических задачах, перспективен для высокотемпературной и радиационно стойкой силовой электроники, оптических приложений и т.п. Одним из методов получения SiC является реакция расплава (или паров) кремния и углерода на подложке. Достоинствами этого метода являются дешевизна и возможность использования различных подложек. Кроме того, как нами было обнаружено ранее [1], в процессе синтеза поликристаллических покрытий данным методом в некоторых зернах происходит спонтанное образование локальных областей с аномально высоким квантовым выходом излучения в видимой области. В данной работе приводятся результаты исследования поликристаллических SiC структур, синтезированных при температуре 1800<sup>0</sup>C и демонстрирующих аномально высокую интенсивность люминесценции в зеленой области при комнатной температуре.

На рис. 1 показаны изображения сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) исследуемой поликристаллической SiC структуры (слева) и соответствующее ей изображение, полученное методом катодолуминесценции (КЛ) на длине волны 540нм (справа). Видно, что исследуемая SiC структура состоит из планарных слоев. Проведенная локализация люминесцирующих областей методом КЛ показала, что один из слоев демонстрирует высокую интенсивность люминесценции в зеленой области, в то время как другие слои не люминесцируют.

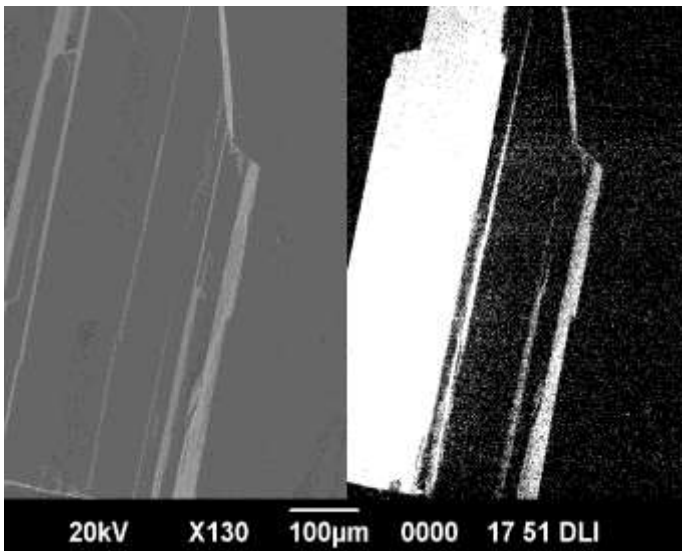


Рис.1. Изображение сканирующей электронной микроскопии исследуемой поликристаллической SiC структуры (слева) и соответствующее ей изображение, полученные методом катодолуминесценции (справа).

Исследование спектральных характеристик люминесцирующей области было выполнено методом фотолюминесценции (ФЛ) в температурном интервале от 6 до 300К (рис.2). Как следует из данного рисунка, при низких температурах спектр представляет собой суперпозицию люминесценции от  $\beta$ -SiC (излучательная рекомбинация донорно-акцепторных пар N-Al в 3C-SiC) и неизвестной люминесценции в области 520нм. С ростом температуры люминесценция от  $\beta$ -SiC гаснет, в то время как люминесценция с максимумом 520нм растет вплоть до комнатной температуры и при ней доминирует в спектре. Этот результат хорошо согласуется с данными КЛ (рис.1).

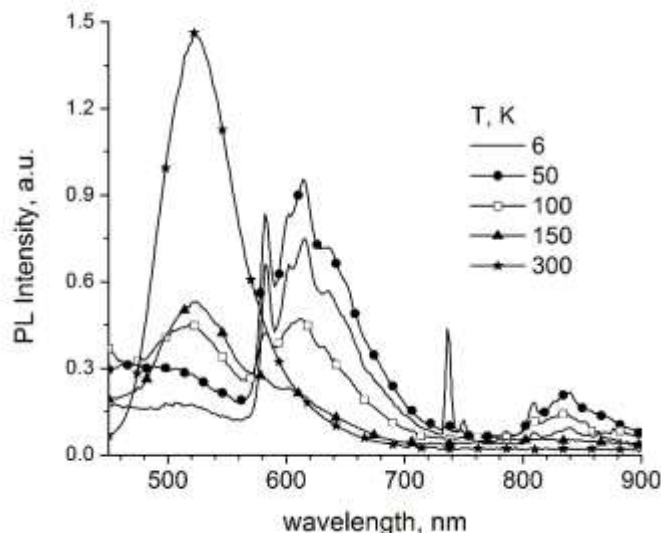


Рис.2. Спектры фотолюминесценции излучающего слоя при различных температурах (указаны на рисунке)

Из люминесцирующего слоя, а также из соседнего слоя, не демонстрирующего никакой люминесценции, методом FIB (focused ion beam - фокусированный ионный пучок) были изготовлены поперечные срезы, которые исследовались методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения с возможностью определения кристаллической структуры

исследуемой области образца. На рис.3 приведено изображение ПЭМ высокого разрешения поперечного среза, взятого из не люминесцирующего слоя. Показано, что данный слой представляет собой модификацию 4H-SiC. Это следует из данных FFT (fast Fourier transform), представленных на рисунке. На рис.4 приведено изображение ПЭМ высокого разрешения поперечного среза, взятого из люминесцирующего слоя. Данный слой демонстрировал аномально высокую интенсивность люминесценции в зеленой области при комнатной температуре. Спектры ФЛ этого слоя приведены на рис.2. Установлено, что локальные области с аномально высоким квантовым выходом излучения при комнатной температуре в зеленой области (520нм) представляют собой гетероструктуру 4H-SiC /3C-SiC/4H-SiC с толщиной кубической области около 2нм, т.е. «чисто структурную» квантовую яму. Предположительный механизм наблюдаемой эффективной излучательной рекомбинации заключается в непрямом экситонном переходе в гетероструктуре 4H-SiC /3C-SiC/4H-SiC.

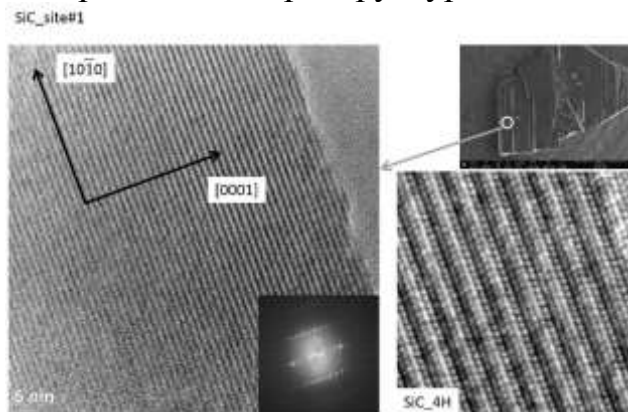


Рис.3. Изображение ПЭМ высокого разрешения поперечного среза, взятого из не люминесцирующего слоя (рис.1).

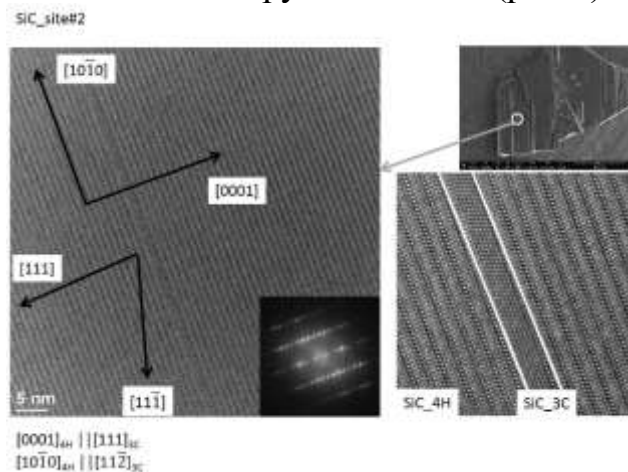


Рис.4. Изображение ПЭМ высокого разрешения поперечного среза, взятого из люминесцирующего слоя (рис.1).

#### Список литературы:

1. 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).*

# ИНТЕНСИФИКАЦИЯ СИНТЕЗА МАНГАНИТОВ ПРИ ПОМОЩИ ХОЛОДНОГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ

*Прилипко С.Ю. молодой ученый, Ткач В.И.*

*Донецкий физико-технический институт, Донецьк, [suprilipko@mail.ru](mailto:suprilipko@mail.ru)*

Электромагнитные свойства манганитов лантана существенно изменяются при уменьшении частиц до наноуровня [1, 2]. Однако для достижения полноты синтеза этих материалов зачастую требуется существенное повышение температуры термообработки, что, в свою очередь, приводит к увеличению размеров частиц [3]. В связи с этим, особую актуальность представляет изучение способов интенсификации синтеза манганитов при низких температурах.

В данной работе показана возможность использования холодного изостатического прессования для управления процессами, происходящими при синтезе манганитов.

Нанокристаллические образцы манганита состава  $\text{La}_{0.7}\text{Mn}_{1.3}\text{O}_{3\pm\Delta}$  были получены методом совместного осаждения растворов нитрата лантана (марки Ч) и нитрата марганца (марки ЧДА) в растворе аммиака. Далее осадок, состоящий из гидроксидов лантана и марганца, отфильтровывался на бумажном фильтре и сушился при 100 – 150°C. Холодное изостатическое прессование проводилось при различных давлениях в бумажных пресс-формах, которые для предотвращения попадания масла помещались в резиновую оболочку. Далее изучалось влияние давления и температуры на степень превращения и рост кристаллов. С этой целью проводился синтезирующий отжиг спрессованных образцов и порошка при разных температурах. Время термообработки во всех случаях составляло 3 часа.

Степень превращения определяли на основании данных рентгенофазового анализа. Средние значения размеров кристаллитов определялось из уширений рентгеновских линий, соответствующих плоскостям (100) и (200). Рентгенограммы, представленные на рисунке 1, характеризуют различия фазового состава синтезированных образцов от давления прессования. Из анализа рентгенограмм, следует, что давление существенно способствует синтезу манганита, при этом сдерживая рост кристаллитов, о чем свидетельствует их одинаковый размер в спрессованном образце по сравнению с порошком.

Сравнивая данные рисунков 1 и 2 можно сделать вывод, что влияние давления холодного изостатического прессования на полноту синтеза аналогично влиянию температуры термообработки. После обработки результаты рентгенофазового анализа были сведены в таблицу 1.

Как видно из таблицы 1, холодное изостатическое прессование оказывает значительное влияние на процессы, происходящие при синтезе манганитов. При этом давление прессования в большей степени влияет на увеличение скорости

химической реакции, чем на процессы роста кристаллитов. Полученные результаты свидетельствуют о возможности использования высоких гидростатических давлений для снижения температуры синтеза и получения наноструктурной керамики, а также манганитов с заданной величиной кислородной нестехиометрии.

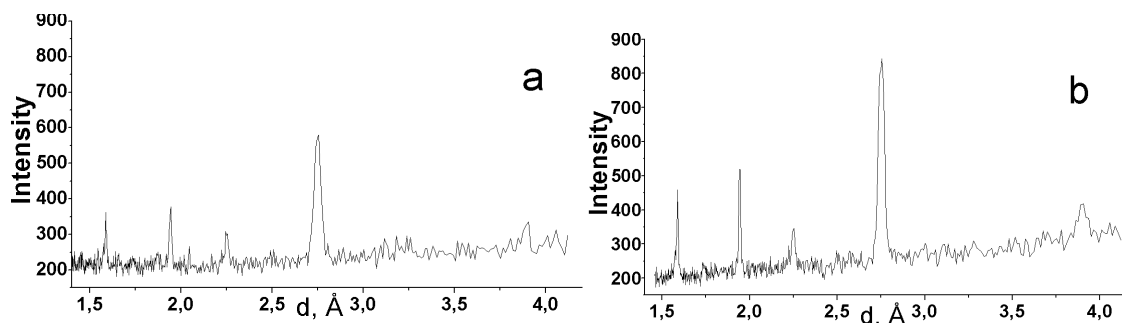


Рис.1. Рентгенограммы образцов манганита лантана  $\text{La}_{0,7}\text{Mn}_{1,3}\text{O}_{3\pm\Delta}$ , не подвергнутого прессованию (а) и спрессованного при  $P=0,8$  ГПа (b). Температура синтеза  $-850^\circ\text{C}$ .

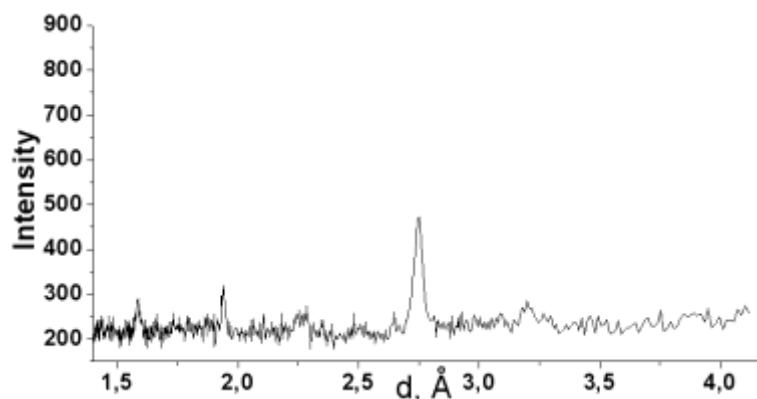


Рис.2. Рентгенограмма манганита лантана  $\text{La}_{0,7}\text{Mn}_{1,3}\text{O}_{3\pm\Delta}$ , спрессованного при  $P=0,8$  ГПа. Температура синтеза  $-700^\circ\text{C}$ .

Таблица 1. Результаты рентгенофазового анализа

Температура синтеза, $^\circ\text{C}$	Давление прессования, ГПа	Степень синтеза, %	Средний размер кристаллитов, нм
850	0	80	110
	0,8	90	110
750	0,8	70	60

На основе полученных данных можно сделать вывод, что влияние холодного изостатического прессования на процесс синтеза манганита наряду с увеличением площади контактной поверхности зерен механически их активизирует, что способствует интенсификации процессов, протекающих при твердофазном синтезе.

#### Список литературы:

1. Г.Я. Акимов, С.Ю. Прилипко, Ю.Ф. Ревенко, В.М. Тимченко Особенности физических свойств нанокристаллических образцов  $(La_{0.65}Sr_{0.35})_{0.8}Mn_{1.2}O_{3\pm\Delta}$ , полученных с использованием холодного изостатического прессования // ФТТ.– 2009.– Т. 51.– вып. 4.– С. 727-728.
2. Прилипко С.Ю., Акимов Г.Я., Ревенко Ю.Ф., Варюхин В.Н., Новохацкая А.А. Коэрцитивная сила нанокристаллических манганитов // ФНТ.– 2010.– Т. 36.– №. 4.– С. 452–455.
3. Прилипко С.Ю., Новохацкая А.А., Ревенко Ю.Ф., Акимов Г.Я., Бурховецкий В.В. Формирование структуры и свойств при спекании нанопорошков манганитов  $(La_{0.65}Sr_{0.35})_{0.8}Mn_{1.2}O_{3\pm\Delta}$  и  $La_{0.7}Mn_{1.3}O_{3\pm\Delta}$  // Огнеупоры и техническая керамика, 2014.– № 4-5.– С.14–17.

## СОЗДАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ Ti-Al МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

*Гордеев<sup>1</sup> М.С. магистрант, Галышев<sup>1</sup> С.Н., Зарипов<sup>1</sup> Н.Г., Бажин<sup>2</sup> П.М.,  
Столин<sup>2</sup> А.М.*

<sup>1</sup>- *Институт Авиационных Технологий и Материалов ФГБОУ ВО УГАТУ,  
Уфа, [mrmaxmediagroup@gmail.com](mailto:mrmaxmediagroup@gmail.com)*

<sup>2</sup>- *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт  
структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук, Черноголовка*

Прогресс в создании новой техники во многом зависит от разработки и совершенствования технологий получения материалов с требуемыми свойствами, поэтому создание материалов с заданным набором структурных и функциональных свойств в настоящее время является областью повышенного внимания в материаловедении и технике. К новому перспективному классу конструкционных материалов относятся металл-интерметаллидные слоистые композиционные материалы (МИСКМ), представляющие собой композицию с чередующимися слоями металла и интерметаллида. Специфические свойства этого класса композиционных материалов делают их привлекательными для применения в авиакосмической технике и многих других областях, а методы создания МИСКМ позволяют использовать новые технологии, расширяя функциональные возможности слоистых композиционных материалов (СКМ) и область их применения.

Создание современного авиационного двигателя – сложнейший комплексный процесс, базирующийся на новейших достижениях в области аэро- и термодинамики, материаловедения, технологии, прочности, электроники, информатики. Вместе с тем это – дорогостоящее мероприятие, осуществляемое



в жёсткой конкурентной борьбе на мировом рынке авиационной техники. Огромная наукоёмкость авиационного двигателестроения подтверждается тем, что до начала XXI века полным циклом создания конкурентоспособных двигателей различного назначения обладали только США, Англия, Франция и Россия.

В настоящее время повышение эффективности авиадвигателей и аналогичных силовых установок становится невозможным без использования принципиально новых конструкционных материалов. К таким материалам относятся сплавы на основе интерметаллидных фаз  $\gamma$ -TiAl и  $\alpha$ 2-Ti<sub>3</sub>Al. Аллюминиды титана оказались очень перспективными материалами в связи с высокими их механическими и коррозионными свойствами при температурах свыше 600°C, что позволяет в будущем заменить ими сплавы на основе никеля. Поэтому представляется интересным рассмотреть легкие сплавы на основе аллюминидов титана  $\gamma$ -TiAl+ $\alpha$ 2-Ti<sub>3</sub>Al, которые в настоящее время рассматриваются как потенциальные конструкционные материалы для использования в области температур T=600-900°C. В сравнении с традиционными металлическими материалами интерметаллидные сплавы обладают уникальным комплексом свойств. Из аллюминидов титана могут изготавливаться детали газотурбинного двигателя (лопатки, диски, элементы сопла), детали автомобильных двигателей (клапаны, шатуны, поршни, диски турбокомпрессора), теплозащитные наружные панели с ячеистым наполнителем (термоэкраны) для сверхзвуковых летательных аппаратов и др.

## **ЭЛЕКТРОИСКРОВЫЕ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ КЕРАМИЧЕСКИМИ СВС-ЭЛЕКТРОДНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ С НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРОЙ**

**Чижигов А.П. аспирант, Бажин П.М., Столин А.М.**

***Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
РАН, Черногловка, [chij@ism.ac.ru](mailto:chij@ism.ac.ru)***

На сегодняшний день метод электроискрового легирования (ЭИЛ) является экономически выгодным и технологически перспективным в решении проблем увеличения эксплуатационных характеристик различных деталей машин и режущего инструмента, подвергающихся интенсивному износу. Благодаря широкой гамме материалов, которые могут быть использованы при ЭИЛ, участию межэлектродной среды в процессе формирования поверхностных слоев, можно этим методом в широких пределах изменять механические, термические, электрические, термоэмиссионные и другие свойства рабочих поверхностей деталей.

Среди важных факторов, определяющих успешную реализацию метода ЭИЛ, можно выделить обеспечение массового выпуска электродов из целого

ряда современных композиционных и керамических материалов на основе тугоплавких соединений.

Изучены закономерности формирования легированного слоя при ЭИЛ керамическими СВС-электродными материалами с наноразмерной структурой на металлической подложке (сталь Р18) в зависимости от энергетических параметров ЭИЛ. Установлены три различных режима эрозии анода и привеса катода. При малых режимах обработки ( $W_p=0,05\dots0,7$  Дж) кривые и изменяются симбатно. При средних режимах ЭИЛ ( $W_p= 1,0\dots1,8$  Дж) после превышения порога хрупкого разрушения покрытия привес катода и анода падает. При повышенных режимах ЭИЛ ( $W_p=2\dots2,5$  Дж) наблюдается убыль массы катода на первых секундах ЭИЛ.

Установлена зависимость коэффициента переноса электродного материала от энергии разряда ЭИЛ в сравнении с известными СВС-электродными материалами марки СТИМ-2/30 и промышленными аналогами Т15К6. Показано, что для СВС-электродов с наноразмерными элементами структуры коэффициент переноса составляет 65-70% при энергии разряда 0,3-0,7 Дж на стали Р18.

Проведенные микроструктурные исследования показали, что легированный слой состоит из трех зон: покрытие (толщиной 1-6 мкм), состоящее практически из материала, используемого СВС-электрода, переходный слой (толщиной 20-70 мкм) и металлическая подложка. Установлено, что при ЭИЛ керамическими СВС-электродами на поверхности образуются кристаллиты с наноразмерной структурой.

ЭИЛ керамическими СВС-электродами приводит к повышению микротвердости металлической подложки в 4,5-5 раза, износостойкости - 10-5 мм<sup>3</sup>/Н/м и коэффициенту трения 0,2. На основе проведенных исследований, можно говорить о перспективности использования керамических СВС-электродных материалов для нанесения защитных ЭИЛ покрытий.

*Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 15-08-09137.*

## **ФИЛЬТРАЦИОННОЕ ГОРЕНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО УГЛЯ В РЕАКТОРЕ-ГАЗИФИКАТОРЕ ПЛОТНОГО СЛОЯ**

**Подлесный Д.Н. аспирант, Зайченко А.Ю., Салганская М.В., Цветков М.В.,  
Салганский Е.А.**

***Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка***

Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию фильтрационного горения высокодисперсного угольного топлива (на примере каменного бурого и древесного березового углей) в реакторе-газификаторе плотного слоя при подаче топлива вместе с газообразным окислителем [1].

Лабораторные исследования проводились в вертикальном шахтном реакторе непрерывного действия, диаметром 66 мм и длиной 475 мм. Объем реактора был заполнен инертным материалом. В качестве инертного материала использовались фарфоровые кольца Рашига с характерным размером 5x10 мм, в качестве топлива – древесный березовый уголь и каменный уголь марки К. Исходное топливо измельчалось до фракции менее 160 мкм.

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

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

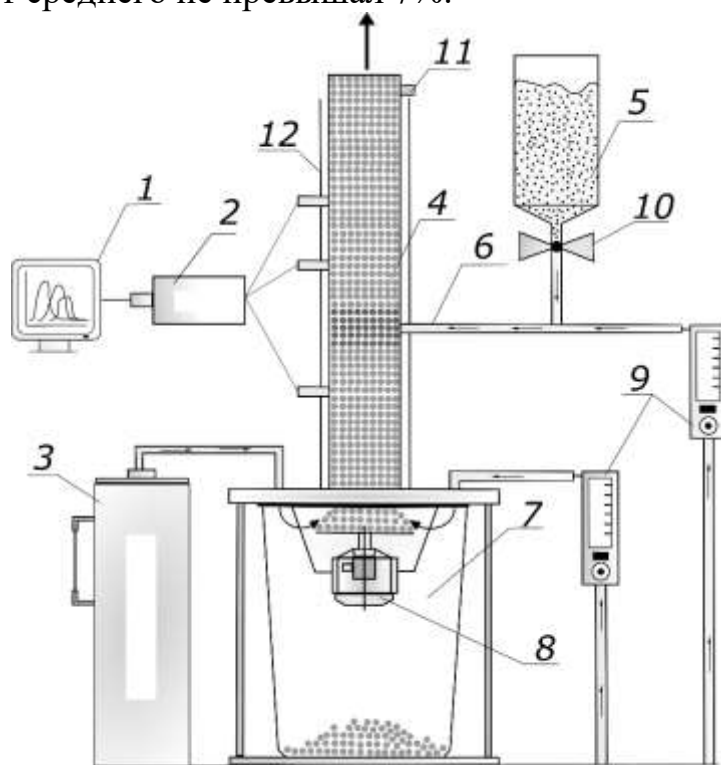


Схема экспериментальной установки. 1 – ПК, 2 – АЦП, 3 – парогенератор, 4 – кварцевый реактор, 5 – бункер топлива, 6 – штуцер для подачи смеси дополнительного газообразного окислителя и измельченного топлива, 7 – бункер-накопитель инертного материала, 8 – вращающийся колосник, 9 – электронные расходомеры, 10 – клапан регулировки расхода топлива, 11 – пробоотборник, 12 – теплоотражающий экран.

В работе было проведено экспериментальное исследование воздушной и паровоздушной газификации высокодисперсного топлива – образцов древесного березового или каменного углей. Проведенный анализ образцов сухого древесного березового угля показал следующий усредненный элементный состав (% масс.): С – 84.0, О – 12.5, Н – 2.7, N – 0.3, зольность – 0.5%. Влажность угля равнялась 4%. Низшая теплота сгорания древесного угля равнялась 28.6 МДж/кг. Проведенный анализ образцов сухого каменного угля показал следующий усредненный элементный состав (% масс.): С – 64.1, О – 9.7, Н – 3.4, N – 1.4, S – 0.4, зольность – 21%. Влажность каменного угля равнялась 15%. Низшая теплота сгорания каменного угля равнялась 20.2 МДж/кг. Выход летучих – 25-30%. Температура плавления золы – не менее 1200°C. Эксперименты проводились на измельченном угле фракций 100-160, 63-100 и менее 63 мкм. Средний расход пылевидного топлива в экспериментах варьировался от 0.2 до 0.5 г/с и подбирался таким образом, чтобы по стехиометрии его окисление происходило с преимущественным образованием СО. Расход воздуха варьировали в диапазоне от 800 до 1600 м<sup>3</sup>/(м<sup>2</sup>·час). При паровоздушной газификации угля мольное отношение пар/кислород в газообразном окислителе варьировали от 0 до 3.

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

Предложен и отработан новый способ газификации высокодисперсного твердого топлива в фильтрационном режиме с рекуперацией энергии. Методика газификации высокодисперсного твердого топлива заключается в его подаче совместно с потоком газообразного окислителя при фильтрации смеси через инертную засыпку. Показана возможность увеличения эффективности газификации твердого топлива с получением электрической энергии в 2 раза предложенным способом по сравнению с газификацией в плотном слое топлива. Увеличение эффективности газификации твердого топлива достигается за счет повышения производительности единичного реактора и возможности получения горючих газообразных продуктов свободных от пиролизных смол, что позволит использовать этот газ после очистки от золы уноса в газопоршневых установках.

В результате экспериментальных исследований на примере модельного и реального топлива показана возможность газификации пылевидного топлива с получением газообразных продуктов калорийностью до 4 МДж/м<sup>3</sup>. Показано, что увеличение содержания пара в газообразном окислителе приводит к снижению температуры горения, снижению содержания монооксида углерода и увеличению содержания водорода в газообразных продуктах и увеличению эффективности газификации высокодисперсного твердого топлива.

На примере модельного топлива показано, что калорийность продуктов газификации древесного угля практически не зависит от содержания пара в

окислителе и составляет величину 3.9 МДж/м<sup>3</sup>. При увеличении расхода пара до 0.34 г/с уменьшается объемный выход газообразных продуктов с килограмма древесного угля с 4.9 до 4.5 м<sup>3</sup>, а также отношение калорийности газообразных продуктов к калорийности исходного топлива с 0.66 до 0.6.

На примере реального топлива показано, что при увеличении расхода пара до 0.34 г/с уменьшается объемный выход газообразных продуктов с килограмма каменного угля с 3.7 до 3.3 м<sup>3</sup>, увеличивается калорийность продуктов газификации каменного угля с 3.4 до 4.0 МДж/м<sup>3</sup>, а также отношение калорийности газообразных продуктов к калорийности исходного топлива с 0.62 до 0.65.

Список литературы:

1. Salgansky E.A., Zaichenko A.Yu., Podlesniy D.N., Salganskaya M.V., Toledo M. International Journal of Hydrogen Energy. 42 (2017) 11017-11022, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijhydene.2017.03.056>

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №17-03-00058.*

## **СВС ЛИТОГО СПЛАВА 70Cu/30Fe И КОМБИНИРОВАННЫЙ СПОСОБ ЕГО ПОЛУЧЕНИЯ С СУБМИКРОННЫМИ СТРУКТУРНЫМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ.**

***Санин<sup>1</sup> В.В. молодой ученый, Аникин<sup>1</sup> Ю.А., Филонов<sup>1</sup> М.Р., Юхвид<sup>2</sup> В.И., Икорников<sup>2</sup> Д.М.***

*<sup>1-</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, [sanin@misis.ru](mailto:sanin@misis.ru)*

*<sup>2-</sup> Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка*

Известен широкий класс бинарных и многокомпонентных металлических материалов, с ограниченной растворимостью в жидком и твердом состоянии. Такие материалы в ряде случаев обладают уникальными служебными характеристиками.

Сплавы с ограниченной растворимостью (ОР) в жидком и твердом состоянии долгое время было невозможно получать традиционными металлургическими методами. Основные технологические трудности, с которыми сталкиваются металлурги при производстве сплавов данных систем, это большая разница удельных масс и точек плавления, а также сильная тенденция сплавов к расслоению в жидком и твердом состоянии в широком интервале температур и концентраций.

Согласно литературным данным интерес к сплавам системы Cu-Fe непрерывно возрастает [1]. Сплавы системы Cu-Fe с матрицей на основе Cu (с повышенной концентрацией Cu) представляются перспективными для создания магнито-жестких материалов, обладающих комплексом высоких эксплуатационных качеств. Основываясь на проведенных ранее работах [2] было выявлено, что требуемых магнитных свойств можно добиться только при наноразмерных и определенно-ориентированных железных (Fe) структурных составляющих. В данной работе впервые ставится задача исследования по апробированию комбинированной химико-технологической цепочки получения материалов, на примере системы Cu-Fe (Cu- 70%, Fe- 30% масс.) включающий:

(I)- Синтез литого сплава с заданным составом методами центробежной СВС-металлургии [2],

(II)- Разливка в ленту на установке Melt-spinnig CS [3]

(III)-Переплавление ленты в условиях контролируемых температурно-временных параметрах с целью сохранения в конечном материале железных субмикронных структурных составляющих, полученных при разливке в ленту.

Первый этап технологической цепочки предполагает использование химической энергии, выделяемой в процессе взаимодействия высоко-экзотермических составов термитного типа (режиме горения), что делает этот метод одним из самых энергоэффективных для получения литых материалов. Короткие времена синтеза (десятки секунд) и защита верхней поверхности слитка оксидным расплавом ( $Al_2O_3$ ) от окисления позволяют проводить синтез в условиях атмосферы. Для обеспечения равномерного распределения частиц железа в медной матрице эксперименты проводили на центробежной СВС-установке [2] в условиях воздействия центробежных сил в интервале перегрузок от 2 до 50a/g, где a- центробежное ускорение, g- гравитационное ускорение.

Анализ образцов в исследуемом интервале значений g показал, что слитки сплава, синтезированные при перегрузке более чем 30g обладали массой, близкой к расчетной (~ 98 мас.%), а разброс смеси ( $\eta_1$ ) в процессе горения не превышала 1,5 мас.%. Было установлено существенное увеличение скорости горения от 4 до 9 см/с. Наиболее интенсивное увеличение скорости (U) наблюдалось в интервале значений перегрузки от 1 до 30 g.

Внешний вид полученных образцов сплава при различных значениях перегрузки выявил, что при малых значениях g (менее 15g) сплавы имеют неполное разделение металлической и оксидной фаз. Визуальное исследование образцов на поперечном срезе выявило, что сплавы, полученные при низких значениях перегрузки (ниже 30g) имели газовые включения (рис.6а). Синтез сплавов при перегрузках более 30g позволил получить слитки с бездефектной макроструктурой (рис.6б).

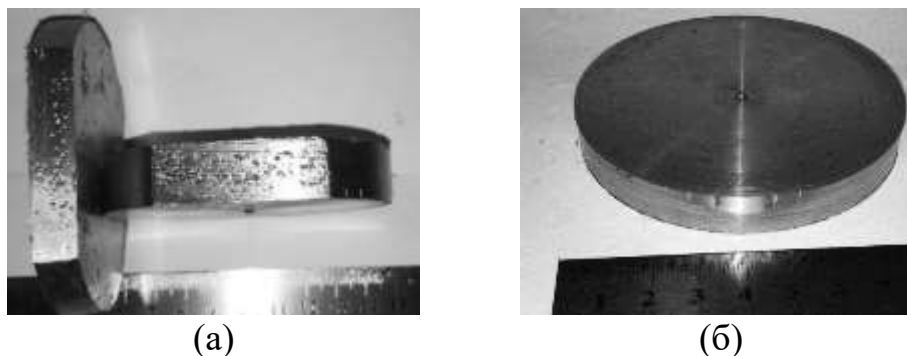


Рис. 1. Внешний вид полученных образцов сплава на поперечном срезе. (а) при 15g, (б) при 50g,

Анализ структуры сплава методами SEM после стадии СВС на “малых” увеличениях показал, (рис.2а) что исследуемый сплав имеют выраженную дисперсную структуру с равномерным распределением структурных составляющих, каплевидных частиц Fe в медной матрице и явной границей раздела частиц Fe и матрицы на основе Cu.

Вторым этапом исследования была разливка, полученного СВС-материала в ленту на установке Melt-spinnig CS. При разливке расплава через сопло на поверхность вращающегося барабана холодильника образуется ванна жидкого металла. Которая одновременно охлаждается и вытягивается диском. Вращение барабана холодильника обеспечивает уход готовой ленты из зоны формирования и теплоотвод через постоянно сменяющуюся охлаждаемую подложку. В быстро-затвердевающем расплаве, при больших градиентах температур и скорости, формируется субмикронная композиционная структура (рис.2б) с сферическими железными составляющими в объеме медной матрицы.

На третьем этапе, полученная лента была скомпактирована и переплавлена в ВИП при температуре 1200-1220°C. При данных температурах, медная матрица находится в расплавленном состоянии при этом задаваемые температуры ниже температуры плавления железосодержащих диспергированных частиц. Исследования микроструктуры полученных образцов после третьей технологической стадии показали (рис.3в), что материал сохраняет структурную идентичность с материалом, полученным на стадии 2, однако наблюдается незначительное увеличение размера сферических железных включений. Очевидно, что, меняя температурно-временные параметры можно управлять формированием микроструктуры исследуемого сплава.

Анализ полученных данных позволяет сделать заключение о перспективности исследуемого материала и комбинированного метода для его получения и формирования объемных материалов композиционной структуры с субмикронными включениями железо содержащих частиц.

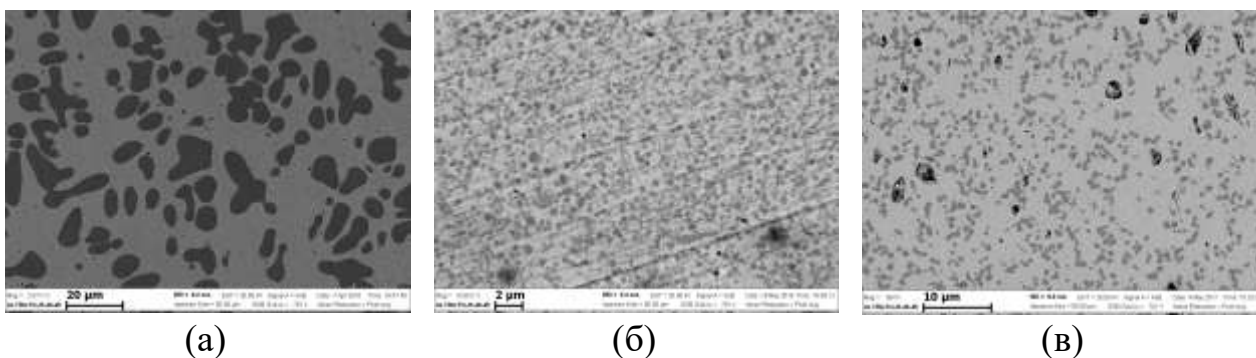


Рис. 2 – Микроструктура полученных образцов сплава 70Cu/30Fe: (а)-СВС-металлургия, (б) – торец ленты с установки Melt-spinnig CS, (в) – ВИП при 1200°С.

В перспективе представляет интерес проведение детальных исследований влияния температуры и выдержки в расплавленном состоянии для полученных образцов сплавов с целью управления структурой и свойствами материалов.

Список литературы:

1. Yufei W., Haiyan G., Yanfeng H., Yongbing D., Jun W, Baode S. // First-principles study on the solubility of iron in dilute Cu-Fe-X alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol 691. P. 992–996.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.08.247>
2. Санин В.В., Аникин Ю.А., Икорников Д.М., Юхвид В.И., Филонов М.Р. // Исследование Cu-Fe сплавов с дисперсной структурой полученных методом электрометаллургии и СВС-металлургии // Функциональные материалы и высокочистые вещества, стр. 43-44, 3-7 октября 2016, Суздаль.
3. Филонов М.Р., Аникин Ю.А., Левин Ю.Б. // Теоретические основы производства аморфных и нанокристаллических сплавов методом сверхбыстрой закалки // М: МИСиС, 2006. 328с.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант №16-06-00398.*

## **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ $TiAlNiCN$ , ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ СВС-КАТОДОВ**

***Захаров А.А. студент, Кирюханцев-Корнеев Ф.В.***

***Национальный исследовательский технологический университет  
«МИСиС», Москва***

Одним из наиболее распространённых покрытий на режущем инструменте является нитрид титана  $TiN$  [1]. Покрытия  $TiCN$  обладают высокой прочностью и хорошими механическими свойствами, низким коэффициентом



трения, однако при этом демонстрируют ограниченную стойкость к окислению при температурах выше 400°C [2]. Введение в состав TiN алюминия повышает их твёрдость, стойкость к окислению (до 900°C) и износостойкость [3]. Положительные эффекты достигаются за счёт образования на поверхности TiAlN защитных слоёв на основе оксида алюминия [4]. TiAlN используются не только для упрочнения режущего инструмента, но и пресс-оснастки, чему способствует его хорошая термическая стабильность и высокая износостойкость [5,6]. Включение Al в состав покрытий, однако приводит к повышению коэффициента трения и снижению ударной вязкости [7,8]. Перечисленные недостатки могут быть частично устранены при переходе к системе Ti-Al-C-N [9-11]. Дальнейшие разработки посвящены исследованию комплексно легированных нанокompозитных покрытий Ti-Al-Ni-N [12]. Настоящее исследование направлено на получение методом магнетронного напыления с применением СВС-катодов и комплексное исследование покрытий Ti-Al-Ni-C-N.

Для осаждения покрытий из СВС мишеней TiAlNiC применялся метод магнетронного распыления. Осаждение проводилось в различных газовых средах: Ar, Ar+15%N<sub>2</sub>, Ar+25%N<sub>2</sub>. Структура, химический и фазовый состав покрытий были изучены с помощью сканирующей электронной микроскопии, рентгенофазового анализа, энергодисперсионного анализа, а также оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда. С помощью метода наноиндентирования были определены твердость, модуль упругости и упругое восстановление покрытий. Трибологические характеристики определялись с помощью испытаний на машине трения по схеме «стержень-диск» и циклических ударных испытаний.

Полученные результаты показывают, что все покрытия обладают плотной однородной и малодефектной структурой. Основной структурной составляющей покрытий является ГЦК-фаза карбида титана. С увеличением содержания азота наблюдается измельчение структуры и увеличение объёмной доли аморфной фазы. Повышение концентрации азота приводит к снижению твёрдости и модуля упругости с 34 и 320 ГПа до 26 и 250 ГПа. Покрытия с максимальной концентрацией азота имели наиболее низкую величину приведённого износа на уровне  $2.2 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>Н<sup>-1</sup>м<sup>-1</sup>, однако обладали нестабильным во времени коэффициентом трения на уровне  $0.25 \pm 0.1$ . Нереакционные покрытия напротив, показали более низкую износостойкость (скорость износа  $4.6 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>Н<sup>-1</sup>м<sup>-1</sup>), но постоянный коэффициент трения  $0.25 \pm 0.03$ . Определённые свойства свидетельствуют о том, что покрытия TiAlNiCN являются привлекательным материалом для защиты деталей и узлов машин, подвергающихся интенсивному изнашиванию.

#### Список литературы:

1. K. Dadourek and V. Kubicek at al. Metallurgical and protective coatings, Thin Solid Films, 136 (1986) 229-239.
2. T.L. Wang at al. Research progress of ultra-high strength low alloy steels, Heat Treat. Met. 40 (2015) 13–20.

3. F. F. Komarov et al. Formation and properties of TiAlN coatings on steel substrates, Ползуновский Альманах № 2 /2014
4. N.V. Tzenov et al. J. Am. Ceramic Society.83 (2000) 825.
5. C. Mitterer et al. Application of hard coatings in aluminum die casting-soldering, erosion and thermal fatigue behavior, Surf. Coat. Tech. 125 (2000) 233-239.
6. B. Podgornik et al. Application of hard coatings for blanking and piercing tools, Wear 270 (2011) 850-856.
7. S. PalDey et al. Mater. Sci. Eng. A 342 (2003) 58.
8. W.D. Munz, J. Vac. Sci. Technol. A 4 (1986) 2717.
9. J.D. Bressan et al. Wear 250 (2001) 561.
10. S. Restello et al. Surf. Coat. Technol. 200 (2006) 6230.
11. J.M. Lackner et al. Surf. Coat. Technol. 188–189 (2004) 519.
12. Chunlin He et al. Microstructure and mechanical properties of reactive sputtered (2016) Surf. Coat. Technol.

## **СВ-СИНТЕЗ ЛИТОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-C-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CrO<sub>3</sub>**

***Бикбердина Н.Я. студентка, Бороненко М.П., Милюкова И.В***

***Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования «Югорский государственный университет»,  
Ханты- Мансийск, [MarinaB7@yandex.ru](mailto:MarinaB7@yandex.ru)***

В 1975-1980 гг. А.Г. Мержанов, В.И. Юхвид, И.П. Боровинская опубликовали первые работы по высокотемпературным жидкофазным СВС - процессам тугоплавких неорганических материалов [1-5]. В работах были сформулированы основные направления фундаментальных и прикладных исследований. В настоящее время в исследованиях по СВС - металлургии участвуют большинство развитых стран мира.

Широкое распространение получили керметы на основе оксида алюминия (корунда) и хрома. По причине сложного механизма СВ синтеза литой керамики, исследования теплофизических процессов остаются актуальными. Целью статьи является представление первых результатов СВ-синтеза литой керамики на основе Al-C-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CrO<sub>3</sub> в Югорском государственном университете.

Синтез проводили в реакторе в графитовом тигле с шихтой m=25г, (CrO<sub>3</sub>– 37; Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 27; Al– 27.5; C – 8.5 % масс) с контролируемой атмосферой (РКА, рис.1.а) без смотрового стекла и в кварцевой трубке при атмосферном давлении. В РКА проведена серия экспериментов при давлении аргона 3-7 атмосфер. Вторая серия экспериментов проводилась в кварцевой трубке на воздухе для оценки нижнего порога скоростей и температур СВ-синтеза. Образец шихты в кварцевой трубке помещался во фронтальную область камеры и микроскопа (рис.1, в).



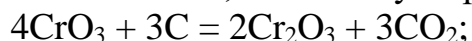
Рис.1. а) Реактор с контролируемой атмосферой (РКА); б) Целевой продукт, синтезированный в РКА; в)

После вакуумирования, РКА заполняли аргоном до нужного давления. Реакция инициировалась пропусканием тока через вольфрамовую спираль, касающуюся шихты. После синтеза, реактору дается время остыть, потом открывают и вынимают из него синтезированный продукт - пористый штабик (рис. 1, б). В среднем, потери полезного продукта составляли  $3 \pm 0,15$  грамма.

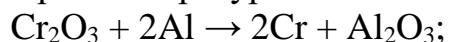
После инициирования реакции уже около 200С начинается термическое разложение  $\text{CrO}_3$ :



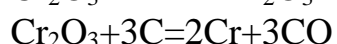
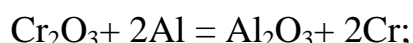
Образуется расплав  $\text{CrO}_3$ -оксида хрома, в котором присутствуют частицы Al, частицы  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -оксида хрома (III), и углерода. Триоксид хрома  $\text{CrO}_3$  очень сильный окислитель, окисляет углерод:



При температуре выше  $\sim 1500^\circ\text{C}$  алюмотермическое восстановление:



Формируется двухфазный расплав, в котором оксид металла восстановителя (оксидная фаза) образует сплошную среду, а капли тугоплавкого соединения восстановленного металла («металлическая» фаза) распределены в ней:



Крупные частицы C инертны, вступают в реакцию карбидизации после взаимодействия оксида металла с Al. Как известно [1-5], металлический и окисный расплавы практически не смешиваются между собой. Более тяжелые металлические перемещаются вниз, что можно наблюдать на последовательности кадров (рис.2).

СВ-синтез в кварцевой трубке при атмосферном давлении сопровождался интенсивным разбросом реагирующего вещества, что приводило к значительным потерям реагентов. Анализ цифрового изображения, полученного видеокамерой 120 fps, и микроскопом (30fps) осуществляли в программе ImageJ. По итогам измерений локальных температур в кварцевом реакторе, диапазон наблюдаемых температур составил 1400-1937С. Часть изображения составляли «засвеченные» пиксели. Температура в засвеченных областях превышает 1937С. На некоторых термограммах присутствует плато  $1811 \pm 63\text{C}$ , возможно в них формируется  $\text{C}_2\text{Cr}_3$ .

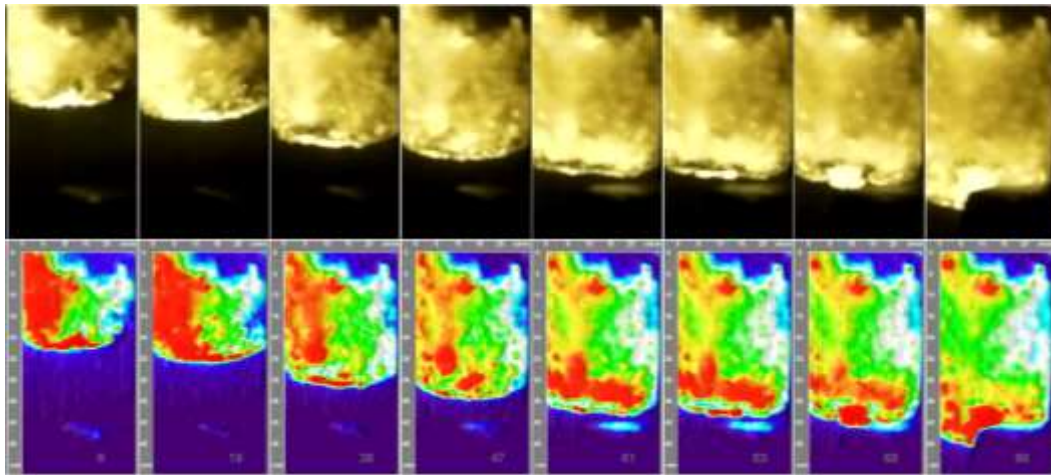


Рис.2. Перемещение «металлической» фазы под действием силы тяжести.

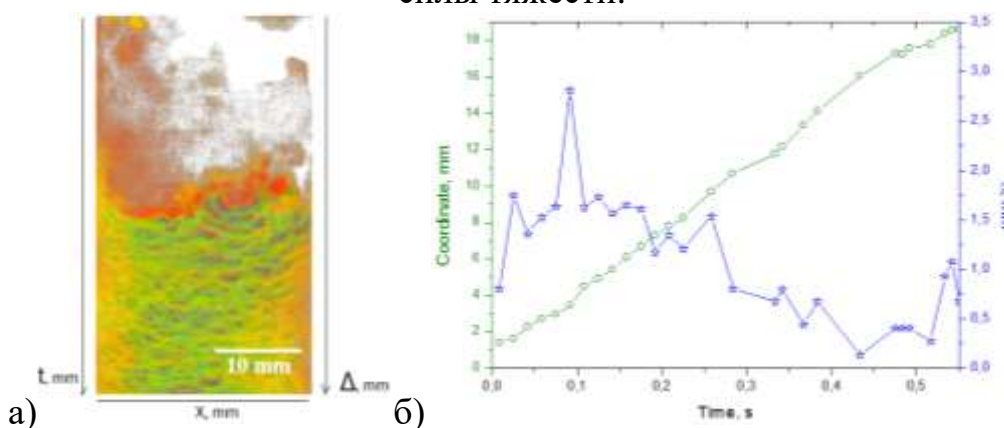


Рис.3. а) 2D-визуализации теплопереноса волны СВС; б) Динамика размера слоёв продукта СВС ( $\Delta$  – ширина реакционной зоны)

Полученные образцы были исследованы на дифрактометре ДР-01 «Радиян», растровом электронном микроскопе EVO 50XVP (CarlZeiss) с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа.

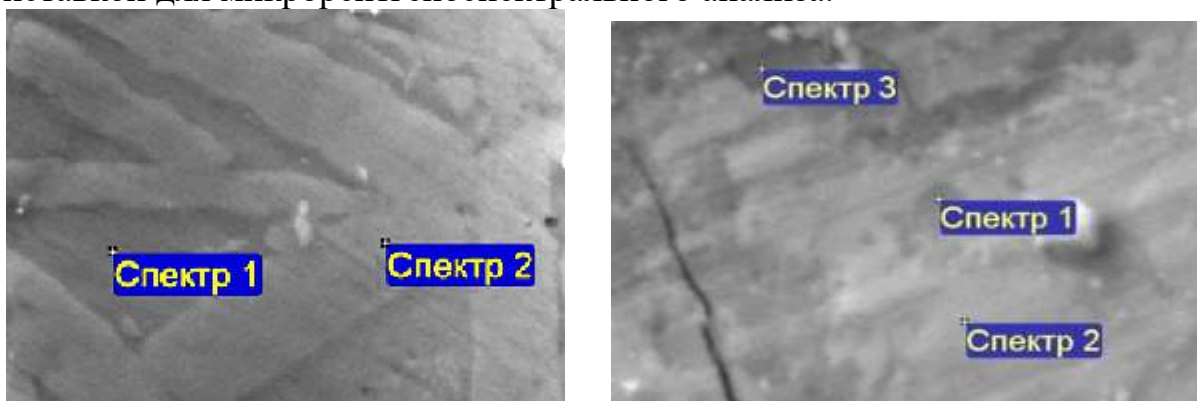


Рис.4. Микроструктура образцов, полученных: а) РКА; б) в кварцевой трубке.

Образцы, полученные в РКА и кварцевой трубке, отличались фазовым составом и микротвердостью: светлая фаза  $Al_2O_3$  - 1422HV; темная  $Al_8Cr_5$  - 1294HV и светлая - 925 HV; серая - 602 HV; темная – 625HV соответственно.

#### Список литературы:

1. Мержанов, А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений / А.Г. Мержанов, И.П. Боровинская // Докл. АН СССР. – 1972. – Т. 204, № 2. – С. 336–339.
2. Тараканов А. Ю., Ширяев А. А., Юхвид В. И. Фазовые превращения в высококалорийных гетерогенных системах окисел-восстановитель-неметалл // Физика горения и взрыва. – 1991. – Т. 27. – №. 3. – С. 68.
3. Юхвид, В.И. Структурная динамика систем окисел металла - алюминий - углерод в процессах горения и химического превращения / Юхвид В.И. // В сб. Проблемы структурной макрокинетики. ИСМАН. Черноголовка, 1990. – С. 108–123.

*Исследование выполнено при частичной финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-42-00106.*

## **ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ СВС НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-FeO-TiC**

***Чеклов С.А. студент, Боброва Д.О., Бороненко М.П., Гуляев П.Ю.***

***Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования «Югорский государственный университет»,  
Ханты-Мансийск, [MarinaB7@yandex.ru](mailto:MarinaB7@yandex.ru)***

В современной промышленности обычные материалы не могут удовлетворить требованиям повышенных температур, нагрузок, агрессивных сред. В связи с этим нужны разработки новых материалов, которые обладают определенными механическими и термическими свойствами, к таким материалам относят композиционные материалы на металлической основе.

Целью настоящей работы является представление результатов исследования влияния добавки карбида титана на скорость и температуру реакции СВ-синтеза [1-5] композиционного материала на основе системы Al-FeO-TiC.

Экспериментальный стенд, на котором проводились исследования, представлен на рисунке 1. Для высокотемпературного синтеза использовали порошок алюминия ПА4 дисперсностью до 50 мкм, карбид титана дисперсностью до 100 мкм и оксид железа дисперсностью до 300 мкм. Порошки смешивались в весовых процентах: FeO-80 мас.%; Al-20 мас.%, что составляло термитную смесь. К термитной смеси добавляли TiC до 20 мас.%. Шихта помещалась в кварцевый реактор. Инициирование шихты проходило с помощью электрической спирали, которая подключалась к блоку питания. Процесс

регистрировался двумя видеокамерами («Sooco S70» 120 fps, «Datyson 1.25» 30 fps)

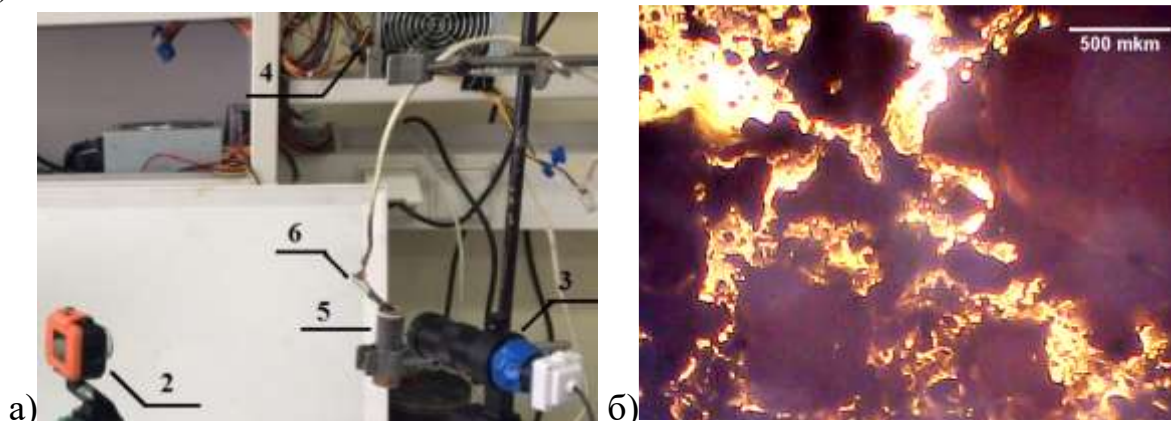


Рис.1. Экспериментальный комплекс (спортивная камера «Sooco S70», микроскоп с цифровой электронной камерой «Datyson 1.25», источник питания, кварцевый реактор с шихтой, электрическая спираль); б) Остывающая поверхность (фото Datyson 1.25).

Процесс СВ-синтеза характеризуется наличием подвижной зоны реакции, имеющей высокую температуру и отделяющей еще не прореагировавшие (холодные) вещества от продуктов реакции. Измерение скорости распространения волны горения СВС осуществляли в программе ImageJ. Одним из способов определения скорости может быть нахождение первой производной по времени от координаты «центра масс». Температуру измеряли методом яркостной пирометрии.

Анализ микроструктуры и фазового состава полученных образцов производился на растровом электронном микроскопе EVO 50 с приставкой микрорентгеноспектрального анализа OXFORD INSTRUMENTS INCA x-act, он показывает наличие прекурсоров с разными метастабильными фазами. Металлографические исследования проводились с использованием микроскопа Axiovert»-200MAT, системой регистрации ProGres и телевизионной системы обработки изображений «ВидеоТест–Структура 5». Рентгенофазовый анализ осуществлялся на дифрактометре Радан ДР-01, а микротвердость образцов осуществлялась на автоматизированном микротвердомере DM-8.

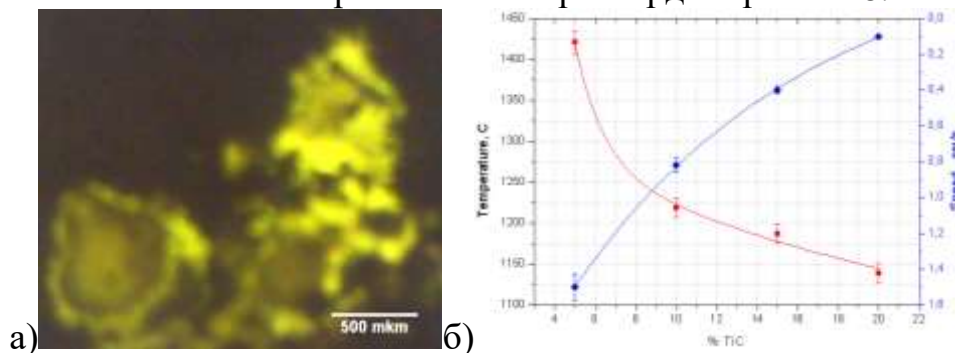


Рис.2. а) Очаги горения TiC 10 масс.%; б) Зависимость температуры и скорости распространения фронта горения от % добавки TiC.

Кроме измерений средних температур локализованных областей, расположенных по периметру пор, микропирометрия проводилась в активных зонах расплава, находящегося в полостях. В некоторый момент расплав в полости претерпевал структурные и фазовые изменения. При этом видеокамера фиксировала увеличение яркости и перемещение вещества. В этом случае яркостная температура усреднялась по области 50x50мкм., так как размеры пор достаточно велики.

Микроструктура образца с добавкой карбида титана 10 масс.% (рис.3 а) состоит из крупного пластинчатого перлита, с большими включениями карбидов, показанных на рисунке 3б изображена микроструктура образца с добавкой карбида титана 20 масс. %. Структура образца состоит из сорбита с небольшими в размерах включениями карбидов, примерно до 10 мкм, по форме они более округлые, чем в образце, описанном выше.

По всем данным рентенофазового анализа и рентгеноспектрального микроанализа можно сделать вывод о том, что с увеличением процента добавки карбида титана меняется и структура образца, и размеры образующихся карбидов от 10 до 30 мкм.

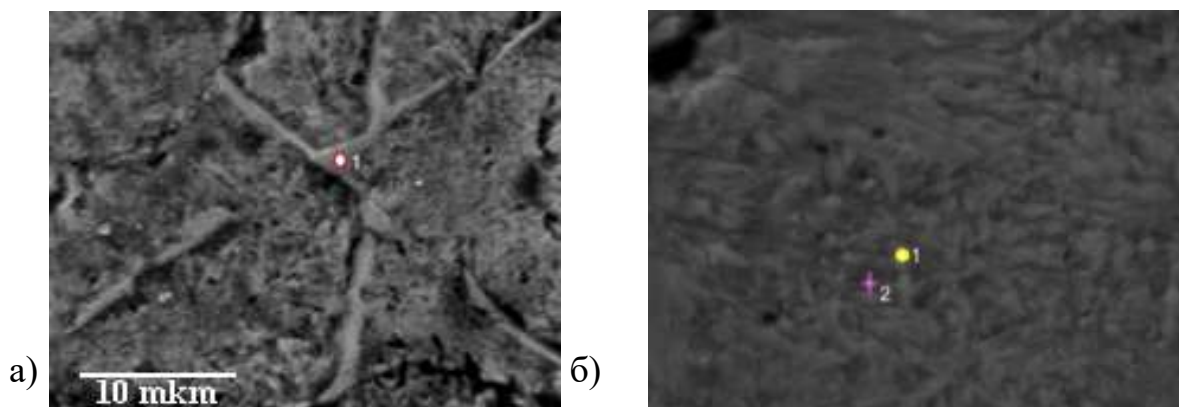


Рис.3. Микроструктура масштаб 50\*1: а) TiC 10 масс.%, б) TiC 20 масс.%.

Сравнение температур на термограммах, фазовых диаграммах и данных РФА позволяет предположить какие из элементов реагируют, и какая фаза образуется.

В ходе анализа экспериментальных данных обнаружено, что увеличение добавки карбида титана влияет на скорость и температуру реакции СВ-синтеза получения материала, а также на структуру продуктов реакции. Установлено технологическое свойство: с увеличением добавки карбида титана скорость реакции и температура падает, добавка карбида титана свыше 20% не позволяет идти синтезу. При использовании данной технологии не рекомендуется добавлять карбида титана свыше 20%.

Список литературы:

1. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: Учеб. пособ. / Под научной редакцией В.Н. Анциферова. – М.: Машиностроение–1, 2007. – 567 с.

2. Мержанов А.Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. – М.: ТОРУС ПРЕСС, 2007. – 336 с.
3. Мержанов, А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений / А.Г. Мержанов, И.П. Боровинская // Докл. АН СССР. – 1972. – Т. 204, № 2. – С. 336–339.

*Исследование выполнено при частичной финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-42-00106.*

## **ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ СИНТЕЗА АЛЮМИНИДОВ ЦИРКОНИЯ МЕТОДОМ СВС**

***Колядко Д.К. студент, Чурсин С.С.***

***Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск, [dkk5@tpu.ru](mailto:dkk5@tpu.ru)***

Современное состояние развития техники и технологий диктует определенные требования к материалам, которые, во-первых, должны обладать определенным набором заданных свойств и выполнять необходимые функции. Во-вторых, технологии получения данных материалов должны быть максимально ресурсоэффективными и экономически выгодными для производства. Одной из перспективных групп материалов являются интерметаллиды, которые представляют собой химическое соединение двух и более металлов.

Интерметаллиды обладают сочетанием уникальных свойств, что делает их конкурентоспособными при проектировании оборудования и техники различного назначения. Например, в последнее время достаточно много работ посвящено изучению возможности применения интерметаллидов в ядерной технологии.

В данной работе проведена отработка технологии получения материала на основе системы Zr-Al методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Получаемые, в процессе СВС алюминиды циркония могут использоваться в качестве матрицы для дисперсионного ядерного топлива.

Экспериментально были определены параметры подготовки образцов, при которых образец не претерпевал быстрой релаксации, сохранял форму и структуру (не расслаивался) до начала синтеза, а также не происходило его термомеханического разрушения в процессе СВ-синтеза.

Из-за большой реакционной способности металлов, входящих в исходную шихту реагентов, необходимо тщательно подбирать режим проведения СВС. Была определена оптимальная температура инициирования реакции 460 °С, при прогреве образца выше этой температуры происходит термомеханическое разрушение. Так же, стоит отметить то, что способность



реагировать, с образованием второй волны горения сохраняется вплоть до температуры  $\sim 300$  °С. Для того, чтобы исключить образование примесных соединений в готовом продукте необходимо охлаждать продукт СВС до температур ниже 100 °С.

Была отработана технология, следуя которой возможно полное исключение нецелевых соединений, образующиеся в процессе СВС, при контакте образца с кислородом и азотом, так же следует исключать проведение синтеза в среде водорода.

Конечный состав готового продукта СВС, как было показано включает в себя несколько фаз алюминидов циркония  $Al_2Zr$  и  $Al_3Zr$ , следует заметить, что преобладает фазобразование  $Al_3Zr$  – 74 % объемных. Так же наличествует незначительная фаза  $\alpha$ -циркония – 7 % объемных, из-за того, что изначально Zr и Al смешаны в стехиометрическом соотношении 1:1 соответственно. При высоких температурах синтеза на воздухе образуется соединение  $Zr_5Al_3$ , в котором затем растворяется кислород до образования  $Zr_5Al_3O_{0.5}$ . Наличие нескольких фаз позволяет изменять физико-механические свойства материала матрица, меняя их соотношение. Так же будут меняться нейтронно-физические характеристики, так уменьшая долю  $Al_3Zr$  в конечном продукте, будет уменьшаться средняя длина пробега осколков деления в матрице.

Таким образом, в работе была показана практическая возможность создания матрицы, с заданными свойствами для дисперсионного ядерного топлива методом СВС.

#### Список литературы:

1. Miracle D.B., Darolia R. NiAl and its Alloys // Intermetallic Compounds, – 1995, – Vol. 2, – P. 55-74.
2. Физическое материаловедение: Учебник для вузов. В 6 т. Том 6, Часть 1, Конструкционные материалы ядерной техники / Под общей ред. Б.А. Калина, – М.: МИФИ, 2008, – 672 с.
3. Вол А.Е. Структура и свойства двойных металлических систем: в 4 т., т.1 – М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1959, 757 с.
4. Мержанов А.Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. – М.: Тороус пресс, 2007, – 336 с.
5. Интерметаллиды  $Ni_3Al$  и  $TiAl$ : микроструктура, деформационное поведение. / Гринберг Б.А., Иванов М.А. – Екатеринбург: УрО РАН, 2002. – 360 с.
6. Алюминиды / В. С. Синельникова, В. А. Подергин, В. Н. Речкин; ред. Г. В. Самсонов. – Киев: Наук. думка, 1965. – 244 с.

# ЗАВИСИМОСТЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПЕРОВСКИТО ПОДОБНОЙ ИММОБИЛИЗАЦИОННОЙ МАТРИЦЫ ОТ ПАРАМЕТРОВ ПОДГОТОВКИ ШИХТЫ

*Пермикин А.А. студент, Семенов А. О.*

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, [aap71@tpu.ru](mailto:aap71@tpu.ru)*

Одной из глобальных проблем развития атомной отрасли является проблема утилизации радиоактивных отходов (РАО). Наибольшую опасность для окружающей среды представляют высокоактивные отходы (ВАО), образующиеся при облучении топлива (ОЯТ) в ядерном реакторе.

На данном этапе развития науки наиболее часто используемой технологией утилизации РАО является применение технологии остекловывания радионуклидов в алюминофосфатные или боросиликатные стекла. Однако стекловидные матричные материалы не могут гарантировать сохранность ВАО в течении тысяч лет ввиду их недостаточной химической устойчивости и склонности к спонтанной кристаллизации при повышенных температурах

Альтернативным материалом для иммобилизационных матриц могут являться кристаллические матрицы, природные аналоги которых просуществовали в изменяющихся природных условиях десятки тысяч лет. На сегодняшний день МАГАТЭ предложено более 20 керамических соединений на основе аналогов породообразующих минералов, обладающих высокой химической, термической и радиационной стойкостью: цирконолит, перовскит, бриталит, монацит и др. Такие компаунды способны на протяжении длительного периода надежно удерживать в себе высокоактивные фракции радиоактивных отходов.

Одним из наиболее перспективных методов получения таких материалов является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Основным преимуществом СВС является возможность получения материалов с заранее заданными физическими и химическими характеристиками, высокой чистотой конечного продукта, низкое энергопотребление и возможность управления процессом на всех этапах синтеза.

Исходная шихта готовилась из расчета на прохождение следующей экзотермической реакции:



где имитатором актиноидной фракции ВАО, ввиду близости ионного радиуса выступает оксид неодима.

В работе исследовалось влияния давления прессования и степени разбавления на фазовый состав иммобилизационной матрицы. Была подготовлена серия экспериментов при варьировании содержания добавки  $\text{Nd}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$  от 10 до 30% и давления прессования 10 – 30 МПа. На следующем этапе спрессованные образцы помещались в СВС-реактор для проведения синтеза матричного материала в условиях технического вакуума. Далее

синтезируемые образцы подвергались рентгенофазовому анализу для изучения их состава. Пример рентгенограммы образца, полученного при давлении прессования 10 МПа и 10% добавки-имитатора представлен на рисунке 1.

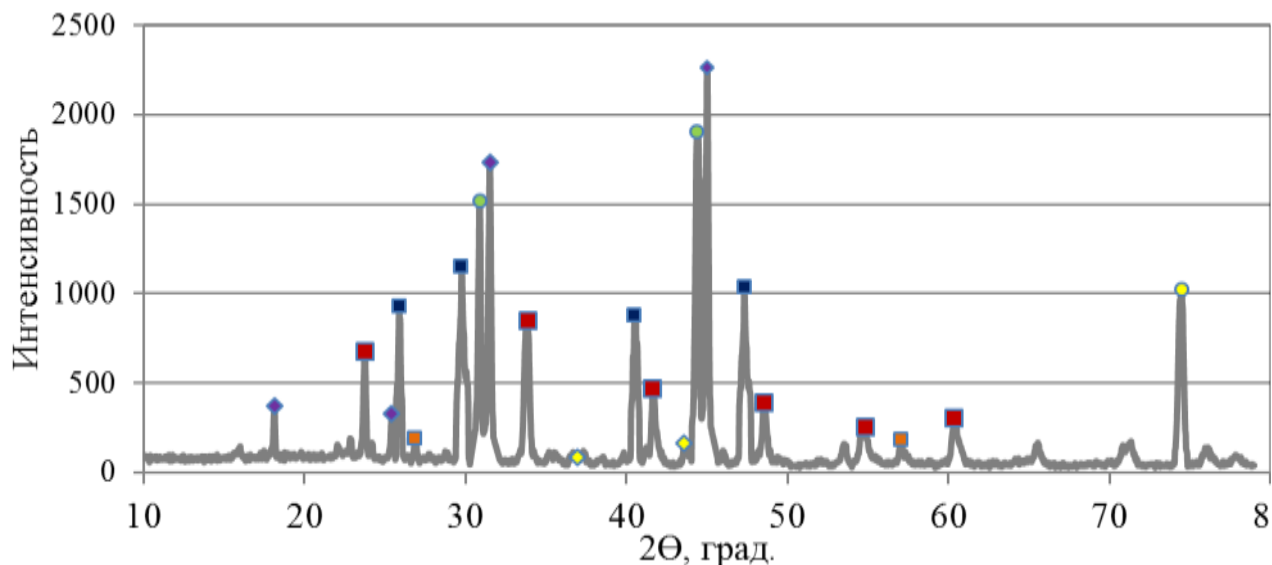


Рис.1. Рентгенофазовый анализ образца 1:

■ – 15,7%  $\text{NdAlO}_3$ , ◆ – 32,4%  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ , ■ – 21,1%  $\text{NiAl}_3$ , ■ – 1,2%  $\text{Nd}_2\text{O}_3$ ,  
◆ – 8,3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , ● – 21,2%  $\text{NiAl}$

Результаты фазообразования 9 образцов для разного процентного содержания добавки сведены в таблицу 1.

Таблица 1. Результаты рентгенофазового исследования.

Номер образца	P, МПа	x, %	Фазовый состав, % вес.					
			$\text{Nd}_2\text{O}_3$	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{Ni}_2\text{Al}_3$	$\text{Al}_3\text{Ni}$	$\text{NiAl}$	$\text{NdAlO}_3$
1	10	10	1,2	8,3	32,4	21,1	21,2	15,7
2	20	10	2,3	7,2	35,2	16,2	23,4	15,6
3	30	10	2,6	4,5	31,7	1,1	33,5	26,6
4	10	20	8,3	7,4	27,3	16,2	24,3	16,5
5	20	20	2,8	6,6	31,7	15,6	25,4	17,9
6	30	20	4,9	2,7	27,2	-	27,2	37,9
7	10	30	13,8	12,6	19,9	22,2	15,4	16,1
8	20	30	8,1	7,1	26,2	14,3	19,6	24,7
9	30	30	2,8	4,7	26,8	-	24,2	41,5

Как видно из таблицы, во всех образцах, полученных при разных условиях синтеза, наблюдается наличие фазы алюмината неодима со структурой перовскита  $\text{NdAlO}_3$  от 15 до 44 % весовых. Максимальная доля перовскита получена в образце с 30% содержанием добавки и давлением прессования 30 МПа.

При давлении прессования 10 – 20 МПа, в синтезированных образцах наблюдаются фазы непрореагировавших компонентов в количестве:

$\text{Nd}_2\text{O}_3$  1,2 – 13,86%;  $\text{Al}_2\text{O}_3$  6,6 – 12,6% весовых. При увеличении разбавления исходной шихты системой  $\text{Nd}_2\text{O}_3$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  доля непрореагировавших продуктов при одинаковой плотности возрастает, однако, при увеличении приложенного давления прессования наблюдается снижение непрореагировавших фаз разбавителя со смещением в сторону образования перовскита. Так, например, для степени разбавления  $x=10\%$ , при увеличении давления прессования с 10 до 30 МПа, происходит увеличение синтезируемой фазы алюмината неодима в образце в среднем на 9% весовых. При  $x=20\%$  и  $x=30\%$  на 21% и на 25% вес. соответственно. Изменение степени разбавления также оказывает влияние на процесс образования фазы  $\text{NiAl}$ : с увеличением разбавления фазообразование смещается в сторону получения  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  и  $\text{NiAl}_3$ , обусловленное снижением температуры синтеза, вследствие энергетических потерь, идущих на образование фазы алюмината неодима. Повышение плотности шихты позволяет перенаправить фазообразование в сторону  $\text{NiAl}$ .

Список литературы:

1. D. Caurant, P. Loiseau, O. Majerus, V. Aubin-Chevaldonnet, I. Bardez, A. Quintas, Glasses, Glass-Ceramics and Ceramics for Immobilization of Highly Radioactive Nuclear Wastes, Nova Science Publishers, New York, NY, 2009.
2. Мержанов А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез / «Физическая химия»: Современные проблемы. Ежегодник. Под ред. Я.М. Колотыркина – М.: Химия, 1983. С.6-45.

## СВОЙСТВА МАТРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДИСПЕРСИОННОГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС

*Долматов О.Ю., Колядко Д.К., Чурсин С.С. аспирант*

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск, [chursinss@tpu.ru](mailto:chursinss@tpu.ru)*

Ядерная энергетика является одним из перспективных источников энергии для обеспечения энергопотребителей во всем мире. В связи с этим данная отрасль получила достаточно интенсивное развитие в последнее время. Одно из направлений развития – это усовершенствование топлива. На данный момент традиционно применяется диоксид урана. Такое керамическое топливо имеет существенный недостаток – низкая теплопроводность. Из-за этого, в процессе эксплуатации, возникают высокие термические напряжения, при таких жестких условиях ТВЭЛы могут повреждаться. Данный фактор ограничивает возможности использования топлива.

Данную проблему, возможно, решить путем перехода на дисперсионное ядерное топливо на основе интерметаллидной матрицы. ТВЭЛами дисперсионного типа называют такие, сердечник которых выполнен из

неделящейся матрицы, в котором диспергированы частицы топлива. У дисперсионных твэлов выделяют следующие преимущества: значительная радиационная стойкость при длительной эксплуатации в реакторе; высокая теплопроводность и как следствие низкие рабочие температуры, высокие уровни выгорания топлива.

В работе проведено изучение свойств алюминидов циркония, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Получаемые, в процессе СВС алюминиды циркония могут использоваться в качестве матрицы для дисперсионного ядерного топлива. Так же рассмотрены свойства полученного продукта при высоких температурах, что необходимо учитывать при применении материала в активной зоне ядерной установки. Помимо физико-химических свойств было проведено изучение нейтронно-физических свойств синтезированного материала. В связи с эксплуатацией в избыточных нейтронных и ионизирующих полях, данные исследования являются неотъемлемой составляющей по внедрению новых материалов, а тем более альтернативных видов ядерного топлива.

Конечный состав синтезированного продукта состоит в основном из фаз  $Al_2Zr$  и  $Al_3Zr$  и некоторых второстепенных фаз. В зависимости от соотношения между этими фазами, образец обладает индивидуальным набором физико-механических свойств. Для использования в ядерной технике, при жестких режимах безопасности, данные свойства должны отвечать особым требованиям. Благодаря простой возможности варьирования фазового состава конечного продукта, можно подбирать материал с заданными свойствами, что выделяет метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза среди других.

Таким образом, в работе показана возможность использования алюминидов циркония, получаемых методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, в ядерной технике. В частности, как отмечалось ранее, данный интерметаллид возможно применять в качестве матричного материала в дисперсионном ядерном топливе.

#### Список литературы:

1. Самойлов А.Г., Волков В.С., Солонин М.И. Дисперсионные твэлы: в 2 т. – М.: Атомиздат, 1982 г. – 448 с.
2. Кириллов П.Л., Терентьева М.И., Денискина Н.Б. Теплофизические свойства материалов ядерной техники: Учебно-справочное пособие, – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: ИздАт, 2007, – 200 с.
3. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем: в 4 т., т.1 – М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1959, 757 с.
4. Мержанов А.Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. – М.: Тороус пресс, 2007, – 336 с.
5. Алюминиды / В. С. Синельникова, В. А. Подергин, В. Н. Речкин; ред. Г. В. Самсонов. – Киев: Наук. думка, 1965. – 244 с.

# ОКИСЛИТЕЛЬНАЯ КОНВЕРСИЯ ПРОДУКТОВ ГАЗИФИКАЦИИ ДРЕВЕСИНЫ

Гончаров<sup>1,2</sup> Е.А. студент, Глазов<sup>2</sup> С.В., Кислов<sup>2</sup> В.М., Салганская<sup>2</sup> М.В.

<sup>1</sup> – МГУ, Москва

<sup>2</sup> – ИПХФ РАН, Черноголовка, [zh.gon4arov@yandex.ru](mailto:zh.gon4arov@yandex.ru)

## *Введение*

Наиболее выгодное использование низкосортных твердых топлив может быть осуществлено путем превращения их в более удобные для промышленного использования газообразные продукты. Подобное преобразование твердого топлива в горючий газ (газификация) может осуществляться путем неполного окисления органической массы топлива различными газообразными окислителями (воздух, кислород, водяной пар, углекислота). По сравнению с горением газификация может иметь существенные преимущества с точки зрения более высокой эффективности использования энергии и большего эффекта в сокращении выбросов CO<sub>2</sub> и других вредных газов, таких как NO<sub>x</sub> и SO<sub>x</sub>.

При газификации твердых топлив органического происхождения в режиме фильтрационного горения со сверхadiaбатическим разогревом продукты газификации, кроме горючих газообразных продуктов (в основном CO, H<sub>2</sub>), содержат большое количество жидких продуктов пиролиза (пиролизных смол). Из-за способности конденсироваться смолы представляют угрозу для оборудования, так как могут замедлять или полностью блокировать работу турбин и двигателей, вызывать загрязнения и засорения, уменьшая эффективность газификации.

Исходя из вышесказанного, весьма актуальным представляется поиск методов, которые позволили бы конвертировать низкокачественный продукт-газ с высоким содержанием пиролизных смол в бессмольный синтез-газ, который далее может быть использован как для выработки электрической энергии (например, с помощью газопоршневых двигателей), так и в качестве сырья для синтеза химических продуктов.

## *Экспериментальная установка*

Эксперименты по изучению термической конверсии продуктов фильтрационного горения проводились на установках, состоящих из кварцевого газификатора диаметром 115 мм и 45 мм конвертора (рис. 1). При воздушной газификации твердого топлива образуется горючий аэрозоль, состоящий из газообразных и жидких продуктов, в частности, CO, CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>, углеводородов, смол и воды. Аэрозоль направляли в конвертор, где происходило парциальное окисление содержащихся в продуктах газификации смол и превращение их в горючий газ.

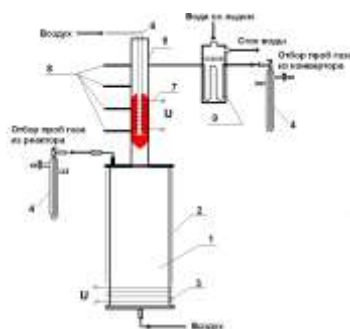


Рис. 1. Принципиальная схема лабораторной установки для изучения конверсии продуктов газификации: 1. реактор; 2. теплоотражающий экран; 3. электроспираль; 4. ампулы для отбора проб; 5. конвертор; 6. трубка для подачи воздуха в конвертор; 7. электроспираль для воспламенения смеси аэрозоля с воздухом; 8. термопары; 9. охладитель продуктов конверсии.

### Результаты экспериментов

Расход воздуха – главный управляющий параметр конверсии, поскольку кислорода должно быть ровно столько, чтобы преобразовать углеводороды пиролизных смол в газообразное состояние, но не окислить основные компоненты синтез-газа ( $\text{CO}$  и  $\text{H}_2$ ). Результаты экспериментов показывают, что с ростом расхода подаваемого воздуха температура в конверторе увеличивается (рис. 2) вплоть до момента полного сгорания, образующегося при газификации продуктов (стехиометрический коэффициент  $J = 1$ ). При малых расходах воздуха температура недостаточно высока, чтобы процесс конверсии осуществлялся достаточно быстро.

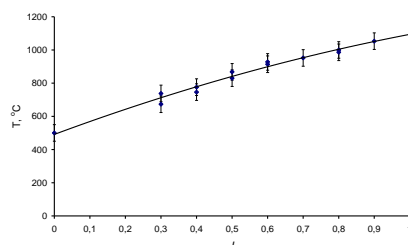


Рис. 2. Зависимость температуры конверсии от стехиометрического коэффициента.

На рис. 3 приведена зависимость состава газообразных продуктов конверсии от расхода воздуха. Некоторый разброс экспериментальных значений обусловлен неизбежными колебаниями состава газообразных и жидких продуктов в процессе газификации. Как видно из рис. 3, с увеличением расхода воздуха, подаваемого для парциального окисления смол, содержание горючих компонентов ( $\text{CO}$ ,  $\text{H}_2$  и  $\text{CH}_4$ ) уменьшается, а негорючих компонентов ( $\text{N}_2$  и  $\text{CO}_2$ ) – увеличивается. Следы смолы в газообразных продуктах конверсии исчезают при расходе воздуха, примерно соответствующем стехиометрическому коэффициенту 0.5.

Зависимости теплоты сгорания газообразных продуктов конверсии от стехиометрического коэффициента для продуктов газификации смесей с содержанием древесины 67% (1) и исходной древесины (2) приведены на рис. 4.

Относительно большой разброс экспериментальных значений также обусловлен колебаниями состава продуктов газификации.

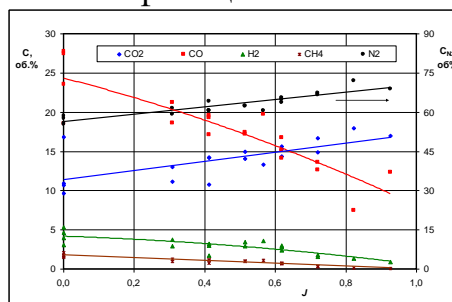


Рис. 3. Зависимость состава газообразных продуктов конверсии от расхода воздуха.

В исходных продуктах газификации выход смол для смесей с содержанием древесины 67% составляет примерно 45.8 %, а исходной древесины – 40.3% от массы древесины.

Из-за меньшей плотности материала при газификации 100 % древесины происходили зависания, в следствие чего свежие порции топлива поступали в зону горения с запозданием. Это приводило к более полному по сравнению с нормальным режимом газификации сгоранию древесины, и существенному снижению содержания горючих компонентов в продукт-газе и его теплоты сгорания. С увеличением количества подаваемого воздуха теплота сгорания газообразных продуктов конверсии сначала растет, затем проходит через максимум и далее снижается до нуля при полном сгорании продуктов. Максимум соответствует оптимальному режиму конверсии. При газификации смеси с содержанием древесины 67% максимум на зависимости теплоты сгорания не столь выражен.

Максимальная степень конверсии смол, определенная как отношение массы смолы, перешедшей в ходе конверсии в газообразные продукты, к массе смолы, образующейся при газификации, в оптимальном режиме для обоих случаев составляла примерно 80%

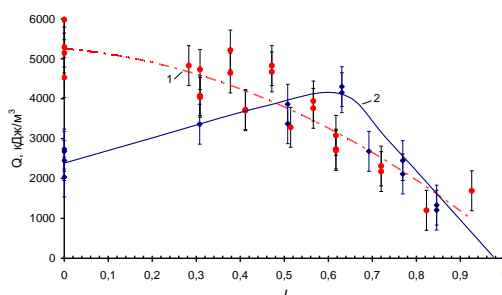


Рис. 4. Зависимость теплоты сгорания газообразных продуктов конверсии от расхода воздуха (1. содержание древесины в смеси 67%, 2. содержание древесины в смеси 100%).

### Выводы

Экспериментально установлено, что окислительная конверсия продуктов газификации древесины с использованием воздуха позволяет существенно



снизить содержание смол в продуктах газификации древесины, однако достичь полной конверсии смол пока не удалось. На маломасштабной лабораторной установке удается получить синтез газ с содержанием СО до 25% и водорода – до 3.5% (теплота сгорания до 4.1-4.3 МДж/м<sup>3</sup>). Конверсия позволяет повысить общее теплосодержание газообразных продуктов примерно вдвое. Максимальная степень конверсии смол в оптимальных режимах составляет 77-80%, а общий энергетический КПД, рассчитанный по газообразным продуктам конверсии – 55-60%.

Высокая температура продуктов конверсии и наличие в них остаточных пиролизных смол, по всей видимости, не позволит использовать их без дополнительных стадий охлаждения и тонкой очистки.

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6082 ПОСЛЕ ЛИТЬЯ И ПРЕССОВАНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ

*Вдовин<sup>1</sup> Ю.С. аспирант, Амосов<sup>2</sup> Е.А.*

*<sup>1-</sup> Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, [Yuriy.S.Vdovin@yandex.ru](mailto:Yuriy.S.Vdovin@yandex.ru)*

*<sup>2-</sup> Самарский государственный технический университет, Самара*

Алюминиевый сплав 6082 имеет самые высокие прочностные свойства из всех сплавов серии бxxx и, в то же время, проявляет неплохую прессуемость. Сплав 6082 аналог российского сплава АД35. Их химический состав одинаков и представлен ниже в таблицах 1 и 2.

Таблица 1

Хим. состав сплава 6082 / Массовая доля элементов, в %									
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Be	Al
0.7-1.3	0.50	0.10	0.40-1.0	0.6-1.2	0.25	0.20	0.10	0.0001	остальное
Pb+Cd≤0.0095									

Таблица 2

Хим. состав сплава АД35 / Массовая доля элементов в %, по ГОСТ 4784-97								
Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Cu	Mg	Zn	Al
0.5	0.7-1.3	0.4-1	до 0.25	до 0.10	до 0.1	0.6-1.2	до 0,2	95,35-98,3
Примеси: прочие, каждая 0,05; всего 0,15								

Благоприятное сочетание свойств этого сплава обеспечило широкое использование в различных отраслях техники. Из сплавов марки АД35 в гражданском строительстве изготавливают конструкции различного назначения.

Промышленное производство алюминиевого сплава 6082 осуществляется по следующей технологической схеме: из литейного цеха заготовка круглого сечения попадает на линию прессования (прямое, обратное, холодное или горячее). После этого производится резка на мерные длины (заготовки) в соответствии с международными стандартами, а также с учетом требований заказчика, и завершается процесс термообработкой.

Удостовериться в том, что заготовка не имеет дефектов, после всех стадий производства, позволяет ультразвуковой контроль изделия.

#### *Объект исследования и методика контроля*

Объектом исследования в данной работе является подбор пьезоэлектрического преобразователя с частотой, позволяющей определять методом ультразвуковой дефектоскопии трещины и расслоения в исходных слитках с большой пористостью, полученной при литье.

Для выбора ультразвуковой частоты в данной работе, в первую очередь, исследовались темплеты, полученные разрезкой из литых заготовок, и стержни, полученные прямым прессованием литых заготовок сплава 6082. Литые заготовки имели вид цилиндров диаметром 1075 мм и длиной 1220 мм. Темплеты имели вид параллелепипеда с сечением 20x50 мм и длиной до 400 мм. Прутки имели вид цилиндров диаметром 430 мм и длиной ~ 4,5 м.

Для исследования пористости темплетов, использовали микроскоп Stemi 2000-C фирмы Zeiss с увеличением 6,5 крат. Для исследования прутков на наличие дефектов (трещин и расслоений) использовали ультразвуковой дефектоскоп УД2-70 с частотой ультразвуковых колебаний 2,5 МГц. Изменение амплитуды отраженного сигнала на экране дефектоскопа, позволяет определить форму и размер дефектов.

#### *Результаты исследования*

##### 1. Исследование темплетов

Ультразвуковое исследование темплетов показало, что они имеют существенную пористость.

Макроструктурный анализ подтвердил этот вывод: при увеличении 6,5 были выявлены поры размером от 0,1 до 2,0 мм по всей части темплета расположенных в хаотичном порядке (рисунок 1).



Рис.1. Макроструктура темплета (центр), 6,5:1.

## 2. Исследование стержней

Данным этапом этой работы было проведение УЗ контроля прутков после закалки. УЗ контроль показал, что прутки №1 и №2 не содержат дефектов, а прутки №3 – имеет дефект со стороны утяжинного конца. Дефект (трещина) имел вид воронки (рожка) с шириной раскрытия 45 мм и протяженностью 150 мм.

После отрезания дефектной части прутка №3 обнаруженный дефект было видно без дополнительных увеличительных приборов, как видно из рисунка 2.



Рис.2. Дефект типа трещина до и после разлома исследованного прутка.

### Выводы:

1. Определен режим ультразвукового анализа с частотой волны 1,25МГц, позволяющий эффективно выявлять дефекты в литых пористых заготовках. В прессованных и термообработанных заготовках(стержнях) более эффективен ультразвуковой анализ с частотой волны 2,5МГц.
2. Проведенный ультразвуковой анализ прутков показал, что при прессовании и последующей закалке заметно меняется структура алюминиевого сплава; поры, образовавшиеся при литье, заглаживаются, вытягиваются вдоль волокон.

## КОНТАКТЫ С ОБКЛАДКАМИ ИЗ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

*Хачатурова Т.А. молодой ученый*

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк,  
[khachaturovat@mail.ru](mailto:khachaturovat@mail.ru)*

В настоящее время большим вниманием, как с академической, так и с прикладной точки зрения пользуются ферромагнитные материалы, поскольку из этих материалов изготавливаются обкладки туннельных контактов с высоким

магнитосопротивлением. Однако, свойства этих материалов остаются во многом неизученными. Например, об электронном спектре Fe известна лишь одна работа [1], в которой на основе первопринципных расчетов электронного спектра, утверждается, что в туннелировании принимают участие почти сферические  $d$ -зоны с небольшими энергиями Ферми, наибольшая из которых имеет энергию Ферми  $E_F = 2.25 \text{ эВ}$ . Эти небольшие значения энергии Ферми позволили автору работы утверждать, что в рассматриваемых контактах легко достигаются такие напряжения, когда дно зоны проводимости стартового электрода находится выше уровня Ферми всего туннельного контакта, так что дальнейшее увеличение напряжения на контакте не вызывает увеличение числа электронов, участвующих в туннельном процессе. Таким образом, если уровень Ферми находится в нижней половине запрещенной зоны диэлектрика, то увеличение напряжения смещения на контакте уменьшает вероятность туннелирования, и можно надеяться наблюдать отрицательное сопротивление. О наблюдении подобного участка на вольтамперной характеристике (ВАХ) сообщалось в работе [2]. Наблюдение участков отрицательного сопротивления может иметь место и при меньших напряжениях на контакте, поскольку в работе [3] говорится о возможном существовании энергетических щелей внутри энергетического спектра ферромагнитных материалов. Таким образом, экспериментальное наблюдение ниспадающих участков на ВАХах явилось бы экспериментальным доказательством результатов работы [3]. Для расчета туннельного тока туннельных контактов в работах [4-6], использовалось выражение для туннельного тока, которое было получено авторами работы [4]. Однако при выводе формулы для тока авторы работы [4] руководствовались приближением, когда входящая в соотношение прозрачность барьера  $P(E_z)$  является функцией лишь  $E_z$ . В настоящей работе выполнен расчет вольтамперных характеристик туннельных контактов с ферромагнитными обкладками. Нами получена формула для расчета туннельного тока, которая учитывает явную зависимость вероятности туннелирования от параллельной плоскости потенциального барьера, составляющей квазиимпульса электрона. В качестве бесконечно малого элемента интегрирования рассматриваем окружность бесконечно малого радиуса, расположенного перпендикулярно оси  $z$  (направлению туннелирования). Все электроны, энергетические состояния которых лежат на этой окружности обладают одинаковой групповой скоростью  $v_z = \frac{\hbar k_z}{m}$  и вероятность туннелирования у них одинакова, в приближении Вентцеля, Крамерса, Бриллюэна определяется выражением [7]:

$$P(E_z, E_{\perp}, V) = \exp \left\{ -2 \int_0^d [-k_z^2(E_z, E_{\perp}, V)]^{1/2} dz \right\},$$

где  $k_z^2 = \frac{2m(E - E_C) * (E - E_V)}{\hbar^2 (E_g)} - k_{\perp}^2$ ;  $k_{\perp}^2 = (2m/\hbar^2) E_{\perp}$  и  $E = E_z + E_{\perp}$

$E_c$  определяет дно зоны проводимости изолятора, а  $E_v$  потолок валентной зоны изолятора, отсчитываемые от дна зоны проводимости начального электрода,  $E_g = E_c - E_v$  - ширина запрещенной зоны диэлектрика,  $d$  - толщина туннельного потенциального барьера.

Как показано на рисунке 1, площадь колечка равна  $dS = 2\pi k_{\perp} dk_{\perp}$ , число состояний принадлежащих этому колечку находим, поделив его площадь на двумерную плотность состояний  $(2\pi)^2$ :  $dn = \frac{2\pi k_{\perp} dk_{\perp}}{(2\pi)^2}$ , их вклад в общий поток электронов падающих на плоскость барьера равен:  $\frac{2\pi k_{\perp} dk_{\perp}}{(2\pi)^2} * \frac{\hbar k_z}{m}$ . Умножая на вероятность туннелирования  $P(E_z, E_{\perp}, V)$ , получим вклад в туннельный ток. Далее проводя двойное интегрирование и переходя к энергетическим единицам, находим выражение для туннельного тока в случае, когда напряжение смещения, поданное на контакт, превысит энергию Ферми зоны проводимости стартового электрода  $eV > E_F$ , при нулевой температуре:

$$J(V) = K \int_0^{E_F + eV} \int_0^{E_F - E_z} P(E_z, E_{\perp}, V) dE_{\perp} dE_z \quad (1)$$

коэффициент  $K = \frac{2\pi me}{h^3}$ , где  $m$  и  $e$  - масса и заряд свободного электрона соответственно,  $h$  - постоянная Планка.

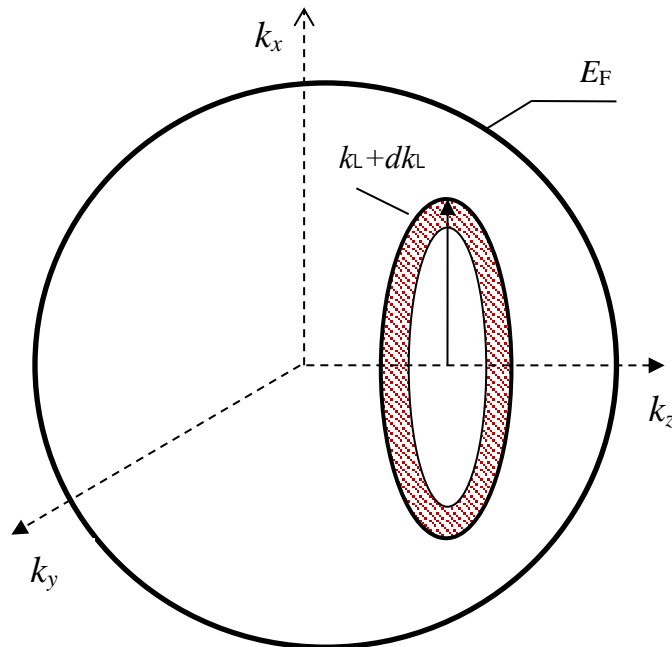


Рис.1. Сфера Ферми стартового электрода в обратном пространстве. При напряжении смещения  $eV > E_F$  все частицы, энергетические состояния которых лежат внутри сферы Ферми могут принимать участие в туннелировании.

Как видно из формулы (1), при  $eV > E_F$  пределы интегрирования постоянны и не зависят от напряжения. Это означает, что при  $eV > E_F$  дальнейшее увеличение напряжения не приводит к увеличению числа туннелирующих электронов. В случае, когда уровень Ферми расположен в нижней половине запрещенной зоны изолятора, вероятность туннелирования убывает с ростом напряжения, тогда в туннельном токе возможно появления падающих участков. Таким образом, магниторезистивные туннельные контакты, выполненные из ферромагнитных материалов, могут обладать участками отрицательного сопротивления, что делает возможным их использование в качестве ключевого элемента генератора высокочастотных электромагнитных волн [8].

Список литературы:

1. A.H. Davis, J.M. MacLaren. J. Appl. Phys. 87. No 9, 5224 (2000).
2. A. Filatov, A. Pogorelov, E. Pogorelov Phys. Status Solidi B, 251, No.1, 172 (2014).
3. Kuising Wangy et al. Philosophical Magazine, 83, 1255 (2003).
4. Floyd R.B., Wamsley D.G., J.Phys.C: Solid State Physics, 11, 4601 (1978).
5. Хачатурова Т.А., Хачатуров А.И. ЖЭТФ, 134, №5, 1006 (2008).
6. Хачатурова Т.А., Белоголовский М.А., Хачатуров А.И. Письма в ЖЭТФ, 91, №8, 442 (2010).
7. Gundlach K.H., J. Appl. Phys. 44, No 11, 5005 (1973).
8. Хачатурова Т.А. и др. Патент № 36423. Украина МПК НО1В 1/02, № u2008 06506; заявл. 14.05.2008; опубл. 27.10.2008, Бюл.№20.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КАРБИДА БОРА МЕТОДОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ РЕНТГЕНОГРАФИИ**

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

***Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
РАН, Черногловка, [i2212@yandex.ru](mailto:i2212@yandex.ru)***

Карбид бора обладает уникальными свойствами, важным аспектом для эксплуатации изделий из карбида бора является наличие фазовых переходов и влияние температуры на кристаллическую структуру материала. Теоретически предсказано существование фазового перехода у карбида бора состава  $B_{12}C_3$  вблизи 717 К. Позднее это было экспериментально подтверждено методом дифференциальной сканирующей калориметрии. По данным квантово-химических расчетов низкотемпературная фаза является моноклинной, а высокотемпературная – гексагональной.

С целью обнаружения структурных изменений карбида бора при изменении температуры были проведены рентгеноструктурные исследования

(РСИ) карбида бора состава  $B_4C$  и  $B_{13}C_2$  в диапазоне температур 298-1070 К. Порошки карбида бора состава  $B_{13}C_2$  и  $B_4C$  были получены методом магнийтермического СВС. РСИ проводились на дифрактометре ARL X'TRA с высокотемпературной камерой НТК2000, для расчета параметров ячейки использовался метод Ритвельда.

В результате экспериментов было установлено, что температурная зависимость объема ячейки аппроксимируется двумя прямыми линиями, пересекающимися в точке 719 К для карбида бора состава  $B_4C$  и 709 К для  $B_{13}C_2$ . Изменение угла наклона вблизи температуры фазового перехода указывает на изменение КТР вблизи этой точки. Обнаружено увеличение КТР для обоих составов при температуре выше 720 К.

Параметры элементарной ячейки карбида бора  $B_{12}C_3$  при комнатной температуре до начала нагрева ( $a = 5.601 \text{ \AA}$ ,  $c = 12.076 \text{ \AA}$ ,  $V = 328.1 \text{ \AA}^3$ ) и после охлаждения ( $a = 5.601 \text{ \AA}$ ,  $c = 12.076 \text{ \AA}$ ,  $V = 328.1 \text{ \AA}^3$ ) одинаковы. У состава  $B_{13}C_2$  различие имеет место различие параметров ячейки. До начала нагрева  $a = 5.626 \text{ \AA}$ ,  $c = 12.240 \text{ \AA}$ ,  $V = 335.6 \text{ \AA}^3$ ; после охлаждения:  $a = 5.625 \text{ \AA}$ ,  $c = 12.227 \text{ \AA}$ ,  $V = 335.0 \text{ \AA}^3$ .

Таким, образом, экспериментально подтверждено наличие фазового перехода при 710-720 К у карбида бора. Установлено, что фазовый переход сопровождается структурными изменениями и является обратимым. Показано, что фазовый переход сопровождается изменением коэффициента теплового расширения карбида бора.

## СИНТЕЗ ТУГОПЛАВКИХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ БОРИДА ХРОМА В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ

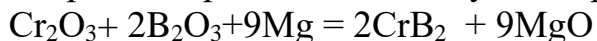
*Снабекова А.С., Абдулкаримова Р.Г., Сейдуалиева А., Камунур К.*

*Казахский Национальный Университет им. аль-Фараби ГКП Институт  
проблем горения, Казахстан, [adispa@mail.ru](mailto:adispa@mail.ru)*

Соединения и сплавы бора находят все более широкое применение в новой технике как высокотемпературные материалы, обладающие часто уникальным комплексом физических, физико-технических и химических свойств. Это способствует развитию соответствующих исследований экспериментального и теоретического характера, которые ведутся специалистами самых различных отраслей науки и техники. Борсодержащие композитные порошки могут использоваться в качестве биозащиты в ядерной технике, абразивных порошков и паст, жаропрочных керамических изделий и др.

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) твердых химических соединений – новый технологический процесс получения материалов, основанный на проведении экзотермической химической реакции взаимодействия исходных реагентов в форме горения.

Целью данной работы является СВ- синтез порошков диборида хрома с предварительной механической активацией исходных компонентов с использованием боратовой руды Индерского месторождения РК. В основе метода лежит известный процесс магниитермического восстановления оксида хрома и оксида бора, проведенный в режиме самораспространяющейся реакции горения. Процесс протекает по следующей реакции:



В качестве исходных компонентов использовались оксид хрома(III) чистотой 97%, боратовая руда (с содержанием 40 %  $\text{B}_2\text{O}_3$ ) и порошок магния чистотой 99,95%.

На рисунке 1 представлена термограмма волны горения в реакторе высокого давления системы  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3(\text{руда}) + \text{Mg}$

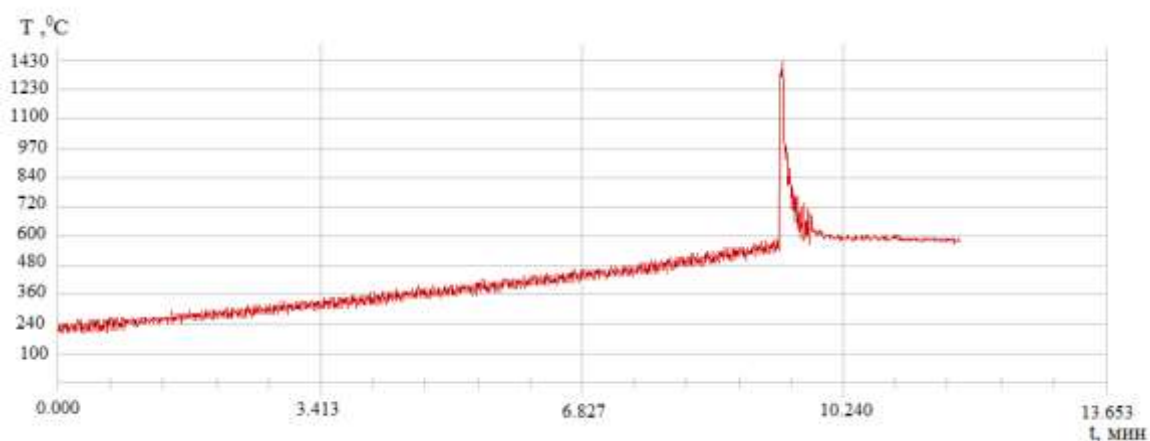


Рис.1.Термограмма системы  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3(\text{руда}) + \text{Mg}$ .

Как видно из рисунка 1, температура СВ-синтеза достигает 1430°C.

Исходный порошок в стеклоуглеродном тигле помещали в высокотемпературный реактор и сжигали в среде аргона при давлении 5 атм. Измерение температуры СВС процесса проводили термопарным способом. После СВ- синтеза порошок выщелачивали соляной кислотой и промывали дистиллированной водой, затем полученные продукты исследовали РФ-анализом.

По полученным дифрактограммам и по фазовым составам продуктов СВС можно сделать вывод, что без механической активации (МА) исходных компонентов синтезируется малое количество диборида хрома, т.к. реакционная способность шихты в процессе горения снижается из-за меньшей удельной поверхности исходных компонентов. Установлено влияние МА на выход боридов хрома, оптимальное время МА составляет 5 минут. Методом электронной микроскопии (электронный микроскоп FEI, USA) показано образование кристаллических фаз продуктов горения системы  $\text{Cr}_2\text{O}_3 - \text{B}_2\text{O}_3(\text{руда}) - \text{Mg}$  без предварительной МА (рис.2) и после предварительной МА (рис.3).



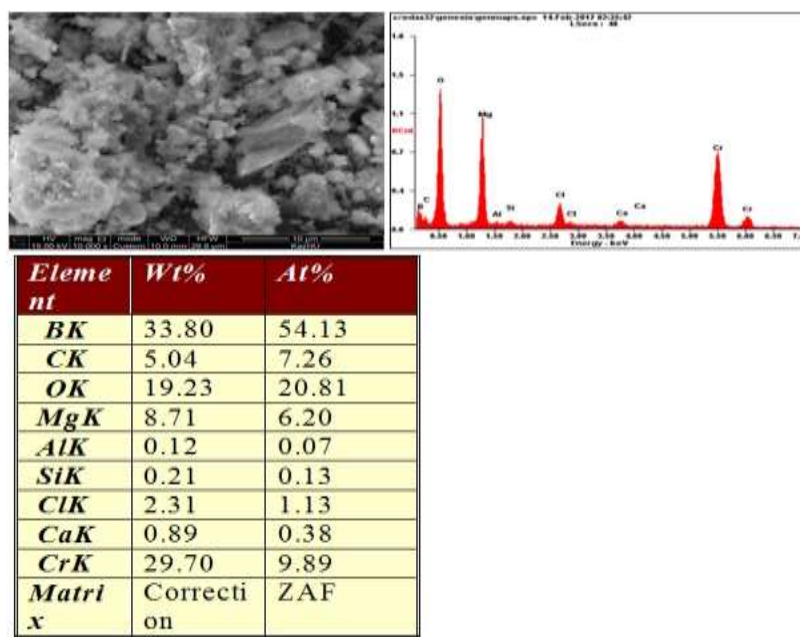


Рис.2. Микроструктура продуктов СВС и элементный анализ (SEM) системы  $\text{Cr}_2\text{O}_3 - \text{V}_2\text{O}_3$ (руда) – Mg (без МА).

Из рисунков 2, 3 можно сделать вывод, что предварительная МА влияет не только на увеличение содержания  $\text{CrV}_2$  в полученном порошке, но и на размеры частиц: размеры частиц составляют 92,2 нм, присутствуют также субмикронные частицы  $\text{CrV}_2$ . Таким образом, установлено что комплексное использование МА и СВС дает возможность получения наноразмерного порошка при использовании доступного сырья и перспективного метода СВС.

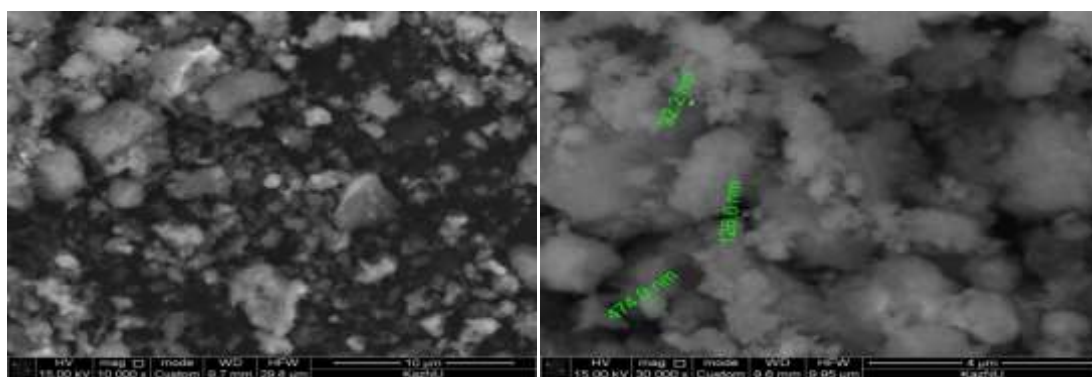


Рис.3. Микроструктура продуктов СВС (SEM) системы  $\text{Cr}_2\text{O}_3 - \text{V}_2\text{O}_3$ (руда) – Mg(МА 5 мин).

В результате были получены новые, представляющие интерес с научной точки зрения результаты, которые имеют большое практическое и теоретическое значение в области синтеза материалов с уникальными эксплуатационными характеристиками методом СВС. Установлено, что полученные порошки содержат до 80 масс. % целевого продукта: диборида хрома.

# ПОЛУЧЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИБОРИДА ЦИРКОНИЯ ИЗ БОРСОДЕРЖАЩЕГО МИНЕРАЛЬНОГО СЫРЬЯ РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

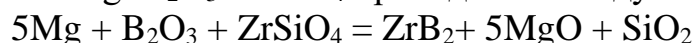
*Батқал А.Н., Темирланова Г.К., Абдулкаримова Р.Г.*

*Казахский Национальный Университет имени аль-Фараби, Казахстан  
Алматы, [abatkalova@mail.ru](mailto:abatkalova@mail.ru)*

Получение тугоплавких порошковых материалов является задачей важной практической значимости для различных отраслей. Принцип получения порошковых материалов дает возможность использовать минеральное сырье, содержащее в своем составе соответствующие соединения для их синтеза. Следовательно, из борсодержащего минерального сырья возможно получение тугоплавких порошковых материалов [1].

В работе исследовали возможность получения порошка диборида циркония из борсодержащего минерального сырья, силиката циркония  $ZrSiO_4$  и магния методом СВ-синтеза, отличающегося простотой, малой энергоемкостью и быстротой процесса. Управление процессами СВ-синтеза осуществляется определением оптимальных условий синтеза, применением предварительной механохимической активации (МА) компонентов шихты, которая в свою очередь обеспечивает полноту реакций и синтезом материалов заданного состава [1, 2].

СВС в системе  $Mg+B_2O_3+ZrSiO_4$  проходит по следующей реакции:



Для СВ-синтеза борида циркония в качестве исходных компонентов использовали циркон ( $ZrSiO_4$ ) Обуховского месторождения РК, боратовую руду Индерского месторождения РК, в качестве восстановителя порошок магния. В работе тугоплавкие порошковые материалы синтезировали в инертной среде аргона при давлениях 5 атм и 10 атм. Определены оптимальные составы компонентов шихты, режимы комплексного воздействия предварительной МА, условия прохождения СВ-синтеза.

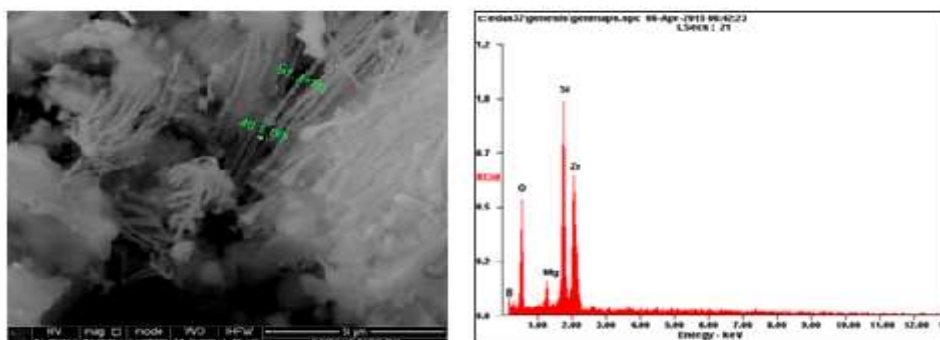
В таблице 1 приведены результаты рентгенофазового анализа после обработки конечных продуктов синтеза соляной кислотой, в течение 90 минут. Время предварительной МА шихты 10 минут, давление в реакторе 10 атм.

Из таблицы 1 видно, что оптимальным является состав с 31 масс.% магния, 10 минут предварительной МА компонентов, а также проведение синтеза при давлении 10 атм аргона.

На рисунке 1 представлена морфология и микроструктура полученных продуктов СВС методом электронной микроскопии. Определено образование наноразмерных волокон диаметром 46,1 нм и 91,3 нм диборида циркония.

Таблица 1– Состав продуктов СВС системы  
ZrSiO<sub>4</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Mg в среде аргона (10атм).

Состав шихты ZrO <sub>2</sub> -B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - nMg	Продукты СВС,%			
	ZrB2	ZrB	MgO	Zr <sub>0.904</sub> Mg <sub>0.096</sub> O <sub>1.904</sub>
31%	94,7	3,3	2,0	-
38%	52,2	8,5	11,7	27,6
24%	31,3	4,7	22,6	41,4



	Wt%	At%
BK	15.95	31.86
OK	34.28	46.26
MgK	1.99	1.77
SiK	16.53	12.71
ZrL	31.25	7.40
Matrix	Correction	ZAF

Рис.1. Микроструктура продуктов СВС и элементный анализ (SEM) системы  
ZrSiO<sub>4</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Mg.

Таким образом, показано, что комплексное использование МА и СВС дает возможность получить порошок диборида циркония с субмикронными и наноразмерными частицами при использовании обогащенной бортовой руды (40 мс. % B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).

#### Список литературы:

1. Хужамурдова Г.А., Абдулкаримова Р.Г. Синтез нанопорошков TiB<sub>2</sub> в режиме горения // Известия НАН РК – 2015, № 2 – С. 23–28.
2. Kagan Benbesik, Mehmet Bugdayci, Ahmet Turan, Onuralp Yucel  
Production of ZrB<sub>2</sub>-B<sub>4</sub>C Composite Materials via SHS Process/7th International Symposium on High – Temperature metallurgical Processing/Springer International Publishing/2016.-P. 205-210.

# СИНТЕЗ ОКСИНИТРИДА АЛЮМИНИЯ В РЕЖИМЕ СОПРЯЖЕННЫХ СВС ПРОЦЕССОВ

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

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
РАН, Черноголовка, [tigj@yandex.ru](mailto:tigj@yandex.ru)*

Высокотемпературная нитридная керамика в настоящее время занимает одно из ведущих мест среди материалов нового поколения для разных отраслей промышленности: электроники, радиотехники, авиационной, космической и ядерной промышленности. Основу этих материалов составляют нитриды алюминия, кремния, бора, оксинитрид алюминия (AlON), сиалоны и др. Традиционные методы получения данных материалов связаны с печным способом, что осложнено высоким энергопотреблением и длительным технологическим циклом. С каждым днем растут как потребности в таких материалах, так и требования к их качеству. Это требует развития существующих ныне технологий, а именно повышения чистоты получаемых материалов и увеличения производительности.

Одной из эффективных технологий получения нитридов и нитридной керамики является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), в основе которого лежат экзотермические реакции взаимодействия металлов и неметаллов с азотом (реакции горения). Как правило, эти реакции имеют высокий тепловой эффект взаимодействия и распространяются по веществу самопроизвольно с большими скоростями. Этот метод получения керамических материалов был открыт в 1967 году А.Г. Мержановым, И.П. Боровинской и В.М. Шкиро.

Работа посвящена исследованию процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза порошков оксинитрида алюминия при горении смесей алюминия с  $Al_2O_3$  в газообразном азоте высокого давления (до 100 МПа). Данный процесс осложнен низким содержанием горючей составляющей ниже концентрационного предела горения. Для поддержания процесса горения был выбран метод термически и химически сопряженных процессов горения, в котором целевая слабозотермическая реакция поддерживалась высокоэкзотермической реакцией.

# RESEARCH OF THE COLORFUL PYROTECHNIC COMPOSITIONS BASED ON BINDERS WITH VARIOUS COLOR SCALE

*Yelemessova<sup>1,2</sup> Zh.K., Pustovalov<sup>1,2</sup> I.A., Kamunur<sup>1,2</sup> K., Shen<sup>3</sup> R.*

*<sup>1</sup> Al-Farabi Kazakh National University, Almaty*

*<sup>2</sup> Institute of Combustion Problems, Almaty, [Janer-KazNU@mail.ru](mailto:Janer-KazNU@mail.ru)*

*<sup>3</sup> Nanjing University of Science and Technology, China*

Pyrotechnic compositions (PC) of colored lights, fume are used in the military branch, during rescue operations, in the filming industry, etc. In Kazakhstan, the development and production of pyrotechnic products are not conducted. Achievements in the development of chemistry and physics of combustion provide an opportunity to create new types of pyrotechnic compositions. Knowledge of regularities of influence of physical and chemical properties of components on the level of a complex of characteristics of pyrotechnic mixes and products of their combustion has important theoretical and practical value when developing pyrotechnic devices. The physics of the process of color saturation in pyrotechnic compositions are determined by the presence in it of solid particles - combustion products and the degree of their heating [1-3]. For receiving a flame brightly colored in one of the colors of the visible spectrum, it is necessary to use the radiation of atoms or molecules capable of emitting quanta only in narrow regions of the spectrum. Knowledge of chemistry allows you to select substances with atomic radiation to produce a certain saturated color when burning pyrotechnic compounds. The significance of work consists in studying of physical and chemical processes of color saturation at combustion of pyrotechnic structures and in use of the received results during the developing and creation of ecologically safe pyrotechnic products of various color scale [4].

In combustion flame, pyrotechnic compositions usually contain all types of radiators. The ratio between them defines the color and saturation of the flame radiation intensity. A good color flame can only be produced by preferential emission of certain atoms or molecules in a vapor or gaseous state.

Radiation of monochlorides and oxides gives the most reference coloring of a flame:

- Barium (green color);
- Strontium (red color);
- Calcium (orange color);
- Copper (blue color);

Basic emitters (monochlorides or oxides) are introduced into the ready-made or obtained as a result of combustion of the pyrotechnic composition. The second method of constructing the most common formulations [5].

According to the literature of light sensations, receive visible radiation, electromagnetic radiation falling within the wavelengths of 380 nm and 780 nm. Emitting from short wavelengths of this radiation, as a rule, produces a sense of blue light, radiation with a wavelength of 520 nm to 550 nm are considered as green light,

and at a temperature above 650 nm we perceive light, usually to be red. These limitations are not defined, and the actual perceptions strongly depend on the state of adaptation of the eye and on the light stimuli surrounding the test object [6].

In order to describe the perception of the color of the CIE 1931 XYZ color space was introduced by the International Commission on Lighting in 1931. The CIE 1931 standard observer was established by the standard, based on the average human eye response under normal illumination with a 2 ° field of view. The following figure shows (Fig. 1) the relative sensitivity of each cell type for the entire visible spectrum.

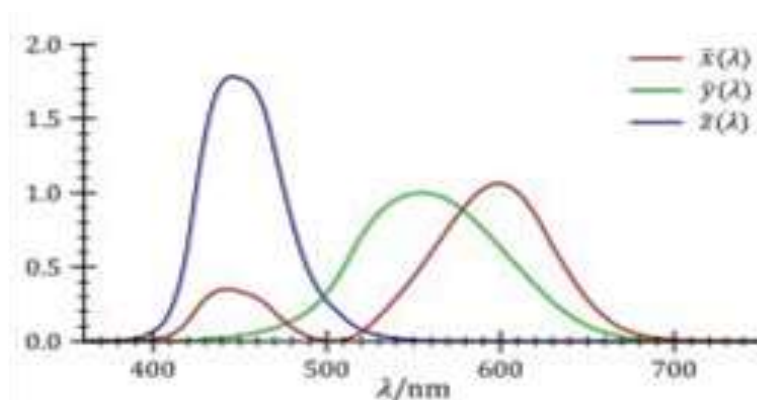


Fig.1. Three-color functions.

The three types of cone cells exist in the eyes, each of which is more sensitive to any short (blue), medium (green) and long (red) wavelengths of light. The set of signals possible at all three cone cells describes the range of colors that can be seen with the eyes [7].

A series of experimental studies were conducted to study the behavior of binders in the composition of the colored signal lights. The first step was to determine the percentage of solids content in the adhesive. For the experimental determination of the dry residue percentage, 3 samples of polymer adhesives were taken:

- Natural drying oil
- Nitro lacquer
- Glue rubber

Samples were placed on a pre-weighed polyethylene base and left for 10 days. After drying, each component was weighed, and the percentage of the dry residue in each of the substances was calculated.

Further, pyrotechnic compositions of colored signal lights were developed based on functional materials used as binders. Compositions were made in percentages of components and are presented in Table 1.

After the mechanical mixing of the components, the resulting mass was poured into the mold, and products were formed using a hydraulic press. In the figure 2 process of combustion of the received structures red (a), green (b) and yellow (c) color fire is shown.

Table 1. Percentage of the components in experimental pyrotechnic compositions.

The pressed PC of red color	The pressed PC of green color	The pressed PC of yellow color
Sr(NO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> – 56 % Mg – 12 % Binder (32 %): 1. Nitro lacquer 2. Glue rubber 3. Natural drying oil	Ba(NO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> – 62 % Mg – 13 % Binder (25 %): 1. Nitro lacquer 2. Glue rubber 3. Natural drying oil	NaNO <sub>3</sub> – 62 % Mg – 13 % Binder (25 %): 1. Nitro lacquer 2. Glue rubber 3. Natural drying oil

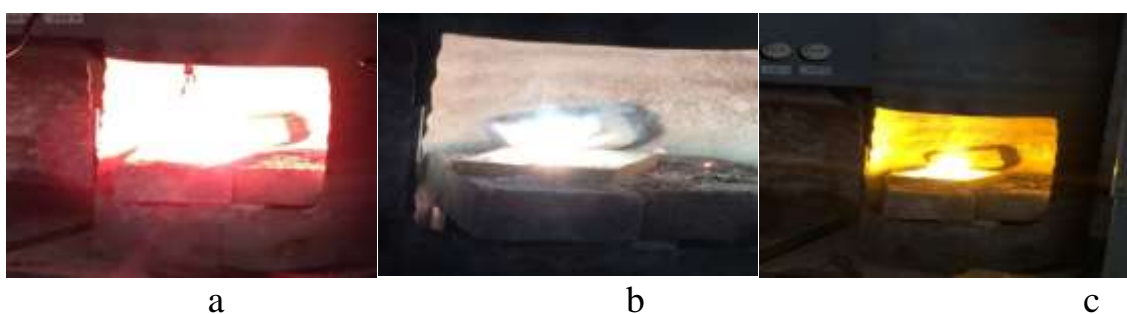


Fig.2. Burning of pressed pyrotechnic compositions.

### *Results and discussion*

At realization of pyrotechnic structures of color signal lights the choice of binding is very important. Binding such substances, which at combustion would give almost colorless, would be ideal it is ardent, similar to what give at combustion on air sulfur, hydrogen or carbon monoxide. In addition, the binder should contain as much as possible the maximum amount of oxygen and be technological - i.e. easy to use, dries quickly, and cost-effective. Therefore, the study of behavior of polymeric materials in pyrotechnic compositions, in particular, note the percentage of dry residue in various polymeric adhesives.

In an experimental study, percentage solids content and percentage of volatile components of three samples of polymeric adhesives - natural drying oils, nitro lacquer, glue and rubber, were calculated. The experimental data on solid percentage in polymer adhesive substances are presented in Table 2.

Most of the signal lights have a negative oxygen balance, which does not favor the complete burning of the binder. Therefore, substances used to make signal formulations should contain as much as possible the maximum amount of oxygen. From the submitted samples, nitrocellulose lacquer corresponds to this requirement. In addition, in terms of time and degree of solidification, this sample is in the first place, as can be seen from the data presented. Therefore, nitrocellulose lacquer is the technological and optimal polymer binder.

Table 2. Dry residue content in adhesive substances.

Name of substances	solid residue, ω %	volatile component, ω %
Natural drying oil	49,1	38,7
Nitro lacquer	30,4	58,6
Glue rubber	58,2	36,5

But with the use of nitrocellulose lacquer as binder in the composition of colored signal lights there is a problem affecting the manufacturability of production.

#### Conclusion

On the example of pyrotechnic compositions of colored signal lights, the behavior of various functional binding materials in energy-saturated systems was investigated. The mechanism of combustion of pyrotechnic mixtures containing functional polymers was studied, and the formulation of colored signal lights with various polymer binders was developed.

#### References:

1. Z. Qin, C. Paravan, G. Colomobo, T. Deluca Luigi, R. Shen, Y. Ye, Ignition Temperature of Metal Fuel in Different Atmosphere, *Initiators & Pyrotechnics*, 2014. P. 24-27.
2. X. Zhang, R. Shen, Q. Deng, Y. Wu, Y. Ye. Test and Evaluation of Safety of Detonator in Shock Environments. *Initiators & Pyrotechnics*, 2004. P. 4-7.
3. A. P. Hardt, *Pyrotechnics*, Post Falls, ID: Pyrotechnica Publications. 2001.
4. S. Yuasa, H. Isoda, [Combust. Flame. 2001, V. 86, P. 216 – 222.](#)
5. D. E. Chavez, M. A. Hiskey. *Energy Materials*. 2007. P. 17, 367.
6. T. M. Klapotke, G. Holl. *Green Chem.* 2001, V.3, P. 75 – 78.
7. M. S. Russell. *The chemistry of fireworks*, RSC, Cambridge, 2002.

## МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{50}$ , ПОЛУЧЕННЫЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ: ФОРМИРОВАНИЕ АМОРФНЫХ СТРУКТУР И ИХ ПОСЛЕДУЮЩАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ПРИ НАГРЕВЕ

*Шкодич<sup>1,2</sup> Н.Ф. молодой ученый, Рогачев<sup>1,2</sup> А.С., Вадченко<sup>1</sup> С.Г., Ковалев<sup>1</sup>  
И.Д., Ковалев<sup>1</sup> Д.Ю., Непанушев<sup>2</sup> А.А.*

<sup>1</sup>- *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
РАН, Черноголовка, [n.f.shkodich@mail.ru](mailto:n.f.shkodich@mail.ru)*

<sup>2</sup>- *Национальный исследовательский технологический университет  
«МИСиС», Москва*

Открытие аморфных металлических сплавов (АМС) в 1960-м году группой исследователей во главе с профессором Дювезом [1] внесло большой вклад в науку о материалах, существенно изменив наши представления о них. Впервые металлический сплав с некристаллической структурой был получен



путем быстрой закалки жидкого сплава Au-Si до температуры быстрого азота. Благодаря сверхбыстрому охлаждению (скорость охлаждения  $10^6$ - $10^8$  К/с и выше) атомы расплавленного металла, находясь в неупорядоченном положении, не успевали перестроиться и процесс кристаллизации подавлялся. [2,3]. Отсутствие дальнего порядка в расположении атомов АМС (металлических стекол) приводит к таким изменениям их магнитных, механических и химических свойств, которые не наблюдаются в кристаллических материалах [2,4,5].

Для получения АМС наиболее часто используют методы закалки из жидкого состояния, и методы закалки из газовой фазы (ионно-плазменное распыление, термическое испарение). Реже встречаются методы химического и электролитического осаждения, метод лазерного глазурирования.

Альтернативный подход к получению АМС заключается в аморфизации порошков и порошковых смесей с помощью интенсивного механического воздействия, например, при обработке в шаровых планетарных мельницах. Преимущества этого метода - в относительно высокой производительности, простоте, отсутствии высоких температур. Методом механической активации удается получать пересыщенные твердые растворы, интерметаллиды, нанокompозиты, аморфные сплавы, наноструктурированные псевдосплавы [6,7].

В данной работе для получения сплава Cu-Ti с аморфной структурой использовали метод высокоэнергетической механической обработки продолжительностью не более 20 минут. По данным РСА доля аморфной фазы составила 93%. Исследования методами ПЭМ, электронной дифракции показали, что материал состоит преимущественно из аморфной фазы с незначительным содержанием нанокристаллических областей размерами 2-8 нм.

Термическую стабильность аморфного сплава  $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{50}$ , его переход в кристаллическое состояние исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при разных скоростях нагрева и методом динамической рентгенографии.

По данным ДСК в зависимости от скорости нагрева процесс кристаллизации аморфной фазы  $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{50}$  происходит в интервале температур  $336^\circ\text{C}$  -  $369^\circ\text{C}$ . Значение энергии активации кристаллизации, полученное из уравнения Киссинджера, составило  $199 \pm 4$  кДж/моль.

Метод динамической рентгенографии показал, что аморфно-кристаллический переход в системе  $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{50}$  происходит без плавления, а температура начала перехода, составляющая  $\sim 300^\circ\text{C}$ , существенно ниже температуры плавления в системе Cu-Ti ( $982^\circ\text{C}$ ). Исходя из длительности формирования дифракционных линий CuTi можно предположить диффузионный механизм перехода сплава из аморфного состояния в кристаллическое состояние. При исследовании кристаллизации аморфного сплава CuTi, полученного спиннингованием, был обнаружен взрывной характер кристаллизации [8], протекающей за время менее 0.5 секунды. Существенные отличия в механизме кристаллизации аморфных сплавов CuTi, полученных

спиннингованием и механической активацией, очевидно связаны со структурными особенностями материала, синтезированного разными методами.

Список литературы:

1. Willens R.H., Klement W., Duwez P. Continuous Series of Metastable Solid Solutions in Silver-Copper Alloys. *Journal of Applied Physics*. 1960. Vol. 31. P. 1136–1137.
2. Судзуки К., Худзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы: Пер. с япон. – М.: Металлургия, 1987. – 328с.
3. Davidson M., Roberts S., Castro G., Dillon R.P., Kunz A., Kozachkov H., Demetriou M.D., Johnson W.L., Nutt S. and Hofmann D.C. Investigating Amorphous Metal Composite Architectures as Spacecraft Shielding Advanced Engineering Materials. 2013. Vol.15. Iss. 1–2. P. 27–33.
4. Золотухин И.В. Аморфные металлические материалы. Соросовский образовательный журнал. 1997. № 4. С. 73–78.
5. Поздняков В.А. Физическое материаловедение наноструктурированных материалов. М.: Изд. дом. «МГИУ», 2007, – 424 с.
6. Koch C., Cavin O. B., McKamey C. G. and Scarbrough J. O. Preparation of amorphous Ni<sub>60</sub>Nb<sub>40</sub> by mechanical alloying. *Applied Physics Letters*. 1983. Vol. 43. 1017-1019.
7. Politis C. Nanostructured and Amorphous Materials by Mechanical Alloying. *Chinese Physics*. 2001. Vol. 10. P. 31–35.
8. Д. Ю. Ковалев, и др. ДАН, 2017, том 473, № 1, с. 1–4.

## ИССЛЕДОВАНИЯ ПЬЕЗО- И ФОТО-ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В БИОСТРУКТУРАХ

Кудинова<sup>1</sup> А.А. школьница, Классен<sup>2</sup> Н.В.

<sup>1</sup>- *Физико-математический лицей, Сергиев Посад, [annushku@gmail.com](mailto:annushku@gmail.com)*

<sup>2</sup>- *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

Фотосинтез, инициируемый светом в зеленой массе с переносом зарядов – основа жизни растений. С другой стороны, в литературе подробно описаны присущие древесине сильные пьезоэлектрические явления по взаимосвязи между деформациями древесины и возбуждаемыми в ней электрическими полями. Но о роли пьезоэлектрических факторов в питания растений мы упоминаний не нашли. Например, транспортировка питательных веществ от корней к листьям обычно объясняется их переносом с потоком воды под действием осмотического давления в корнях. Но в этой трактовке есть два затруднения: а) для питания высоких деревьев требуется давление, заметно превышающее осмотическое; б) так как в фотосинтезе используется лишь несколько процентов подаваемой воды, основная ее часть должна уходить из листьев испарением. Но тогда фотосинтез должен идти тем лучше, чем

интенсивнее испарение. То есть в сухие периоды, когда испарение максимально, рост деревьев должен ускоряться, хотя на практике наоборот. Устранить эти несоответствия помогают обнаружение нами генерации электрических полей при деформациях ветвей и освещении листьев. Разности потенциалов, возбуждаемые светом и деформациями, имеют осциллирующий характер с амплитудами до вольта и секундными периодами. Электрические осцилляции при освещении листьев объясняются коллективными переворотами хлоропластов, взвешенных в желеобразном наполнении листьев – микрочастиц с молекулами хлорофилла, участие которых при поглощении ими света разделяет образующиеся при освещении заряды. Эти осцилляции потенциалов генерируют электромеханические волны в пьезоэлектрических стенках микрокапилляров, которые усиливают перенос питательных веществ за счет увлечения их электрическим полем волны. Аналогичные процессы происходят в кровеносных сосудах человека: основная часть питательных веществ доставляется к внутренним органам не потоком крови, а движением пульсовых волн, возбуждаемых ударами сердца по стенкам сосудов. Эти наблюдения позволяют предложить новую методику коррекции нарушений кровообращения- возбуждая в стенках проблемных сосудов электромеханические волны, синфазные с пульсовыми волнами, запускаемыми ударами сердца. Кроме того, в стадии патентования находятся два основанных на этих наблюдениях устройства: экономичный насос для выкачивания нефти из скважин с помощью трубы из пьезоэлектрических стенок, которая при заливке в нее воды под действием гидростатического поля генерирует электрическое поле, поднимающее микрокапли нефти (в том числе и тяжелой) на поверхность и генератор электроэнергии от живых растений.

## МИКРОСКОПИЯ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ НЕУСТОЙЧИВОСТЕЙ В ВОДНЫХ ЭЛЕКТРОЛИТАХ

*Буланов<sup>1</sup> М.С. школьник, Тюкин<sup>1</sup> Н.Ю., школьник, Классен<sup>2</sup> Н.В.*

<sup>1</sup>- *Физико-математический лицей, Сергиев Посад, [starfoxone1@gmail.com](mailto:starfoxone1@gmail.com)*

<sup>2</sup>- *Институт физики твердого тела РАН, Черногловка.*

С помощью оптической микроскопии процессов, происходящих в жидких средах (вода, машинное масло) с ионами или микрочастицами металлов, при погружении в них электродов, создающих неоднородное электрическое поле постоянного знака, обнаружено, что ионы металлов подтягиваются к отрицательному электроду, где формируется сначала сферически симметричный агломерат, который затем преобразуется в дендритовидное образование. Микрочастицы металлов, взвешенные в отработанном машинном масле, притягиваются к обоим электродам, образуя там растущие друг другу навстречу агломераты до тех пор, пока при соприкосновения этих агломератов не

возникнет вспышка тока короткого замыкания, взрывообразно разрушающая эти агломераты. Образование у отрицательного электрода агломератов металла объясняется притяжением к нему положительных ионов, растворенных в водной среде. Первоначально, пока концентрация ионов металла у отрицательного электрода достаточно велика, этот агломерат имеет изотропную форму. Но по мере истощения раствора за счет вытягивания ионов из него в агломерат его формирование теряет изотропную устойчивость и становится дендритообразным. Это обусловлено тем, что случайно возникшие на фронте агломерата выступа приобретают два преимущества: у его окончания концентрируется электрическое поле, подтягивающее к агломерату новые ионы из отдаленных областей. Кроме того, чем дальше от электрода удаляется ветвь дендрита, тем в более богатой ионами области она оказывается. Металлические микровключения, взвешенные в воде или масле, притягиваются к электродам обоих знаков за счет того, при их поляризации неоднородным внешним полем оно втягивает их в область своей максимальной величины. Поэтому для очистки воды или масла от растворенных в них ионов металла требуется прикладывать к раствору постоянное поле, чтобы ионы коагулировали у отрицательного электрода. Для очистки же от микрочастиц металлов поле может быть, как постоянным, так и переменным, и коагуляция будет идти у обоих электродов. Скорость очистки от ионов и микрочастиц посредством их коагуляции у электродов определяется массами частиц, напряженностью поля, вязкостью жидкости. Очистка потоков сточных вод от тяжелых ионов может осуществляться и приложением магнитного поля в несколько десятых долей Тл, в котором заряженные ионы под действием силы Лоренца будут отклоняться к стенкам канала, генерируя при этом ЭДС.

## **ПРЕОБРАЗОВАНИЯ БИОМАТЕРИАЛОВ ЛАЗЕРНЫМИ, ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ И БИОЛОГИЧЕСКИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ**

***Салганская<sup>1</sup> Я.Е. школьница, Классен<sup>2</sup> Н.В.***

<sup>1</sup>- Школа № 82, Черноголовка, [salganskayana@gmail.com](mailto:salganskayana@gmail.com)

<sup>2</sup>- Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка

Экспериментально изучались воздействия лазера, электрического и магнитного полей, а также времени на биоматериалы в виде веток и иголок ели и сосны, и листьев нескольких видов деревьев. Это актуально как для лучшего понимания биологических процессов, так и для решения ряда важных практических задач. Например, для разработки экологически чистой технологии отделения целлюлозы от лигнина, что остро необходимо из-за опасного загрязнения окружающей среды отходами производства целлюлозно-бумажных комбинатов. При оптико-микроскопическом изучении воздействий синего,

зеленого и красного лазеров мощностями в несколько сотен милливольт на водную пульпу с размятыми еловыми или сосновыми ветками было обнаружено отделение целлюлозы от скрепляющего их лигнина. При этом целлюлоза имела вид оптически анизотропных волокон диаметром от 10 до 100 микрон, а лигнин под действием оптического излучения переходил в окружающую воду в растворенном виде. После высыхания воды на предметном стекле микроскопа образовывались оптически анизотропные ограненные кристаллики размерами в несколько десятков микрон. По литературным данным о химическом разделении целлюлозы и лигнина мы предположили, что это кристаллиты ванилина. Воздействие на эту пульпу переменным или постоянным электрическим полем амплитудой порядка киловольт также приводило к выделению волокон целлюлозы с переходом лигнина в раствор и последующей кристаллизацией ванилина. При облучении лазерами хвойных иголок и зеленых листьев, погруженных в воду, также наблюдались очистка волокон целлюлозы и образование после высыхания раствора оптически анизотропных микрокристалликов.

Кроме того, проводилась оптическая микроскопия иголок и листьев на разных стадиях их существования. В зеленом состоянии внутри них наблюдались протяженные оптически анизотропные волокна (образованные, вероятно, молекулами целлюлозы). По мере старения, выразившемся в пожелтении, первоначально длинные волокна распадались на отдельные оптически анизотропные фрагменты длиной в несколько десятков микрон. В дальнейшем при побурении листьев оптически анизотропные фрагменты еще более измельчались и распространялись по всей площади листа. Полученные результаты позволяют в дальнейшем разработать экологически чистую технологию получения целлюлозы для производства бумаги и других полезных материалов, а также ванилина для пищевой промышленности.

## **ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИЧЕСКОГО ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОВОЛОКОН ИЗ СУСПЕНЗИЙ ПОЛИМЕРОВ И НАНОЧАСТИЦ ЦЕНТРИФУГИРОВАНИЕМ**

***Строганова<sup>1</sup> Т.Г. школьница, Покидов<sup>2</sup> А.П., Классен<sup>2</sup> Н.В.***

*<sup>1</sup>- Ломоносовский лицей, Ногинск, [pioneerOver@mail.ru](mailto:pioneerOver@mail.ru)*

*<sup>2</sup>- Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

Композиционные микроволокна из органических полимеров и неорганических наночастиц представляют большой практический интерес для использования в механических конструкциях, электротехнических устройствах, оптических приборах. Например, сцинтилляционные детекторы, используемые для регистрации ионизирующих излучений – в частности, получения рентгеновских изображений в системах медицинской диагностики. Для

медицинских установок необходимо существенно улучшать пространственное разрешение и чувствительность, чтобы повышать качество изображений внутренних органов при уменьшении доз облучения пациентов. Матрицы из сцинтилляционных микропикселей в этих целях очень перспективны. Мы обнаружили, что применение центрифугирования для формирования сцинтилляционных микроволокон из растворов смесей сцинтилляционных наночастиц с органическими люминофорами позволяет получать волокна диаметрами от 1 микрона до 50 микрон с модулированной внутренней структурой. Модуляция структуры происходит как вдоль оси волокна, которое разделяется на параллельные друг другу нанонити, так и в поперечном направлении. При этом периоды поперечной модуляции составляют систему взаимосвязанных величин от 0,3 микрона до нескольких десятков микрон. Эта модуляция образована периодическими перераспределениями плотности наночастиц внутри волокна. Перечисленные выше параметры сцинтилляционных микроволокон (внешний диаметр, характеристики модуляции внутренней морфологии и плотности наночастиц) регулируются в широких пределах варьированием скорости диска центрифуги, на который первоначально наливается исходная суспензия, ее вязкостью, концентрацией и размерами введенных наночастиц, их химическим составом и т.д. Важно отметить, что изучение влияния этих параметров на характеристики получаемых микроволокон мы проводим не только по окончании процесса их формирования, но и непосредственно *in situ* с помощью съемки скоростной видеокамерой (временное разрешение – порядка миллисекунды). При этом были замечены новые особенности гидро- и аэродинамических процессов формирования волокон – например, движение их при выбросе с диска под действием центробежной силы в сторону, противоположную направлению вращения диска. Это мы объясняем реактивной силой, образуемой быстрым испарением растворителя из формирующегося волокна. Регулировка скоростей такого испарения дает еще один способ управления внутренней структурой волокон.

## ОБРАЗОВАНИЕ И ПОВЕДЕНИЕ НАНОМАТЕРИАЛОВ В БИОСИСТЕМАХ

Варпетян<sup>1</sup> А. школьница, Классен<sup>2</sup> Н.В.

<sup>1</sup>- Школа № 2, Ногинск, [varpetyan01@mail.ru](mailto:varpetyan01@mail.ru)

<sup>2</sup>- Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка

В биологических системах растительной и живой природы непрерывно возникают электрические поля. Это обусловлено сильными пьезоэлектрическими свойствами биополимеров, составляющих основу биотканей (целлюлоза – у растений, коллаген, эластин, хитин – у живых систем). С другой стороны, передача рецепторных и управляющих сигналов также осуществляется электрическими импульсами. Так как основная масса растений,

насекомых, животных (в том числе и человека) образована водными суспензиями, для понимания биопроцессов актуально изучение влияния электрических полей на их состояние. Изучая образование и поведение неорганических и органических наночастиц в водных растворах под действием электрического поля, мы заметили, что растворенные в воде вещества коагулируют в агломераты, размеры которых могут достигать десятков микрон. При этом диэлектрические агломераты выталкиваются из зон сильного поля. На этом основании мы предполагаем, что в живых системах возникающие в них электрические поля могут приводить в значительным перегруппировкам присутствующих в организме неорганических и органических веществ. Например, запускаемые сердцем по кровеносным сосудам пульсовые волны за счет пьезоэлектрических свойств их стенок создают внутри электрические поля. Эти поля, распространяясь по сосудам со скоростью порядка 5 м/сек, увлекают за собой гемоглобин и другие полезные вещества, способствуя питанию внутренних органов. С другой стороны, такие поля отталкивают от стенки сосуда холестерин и другие вредные отложения, производя их очистку. Но в тех областях, где свободной воды мало (например, внутри эпителия стенки сосуда), такого рода пьезоэлектрические поля способны вызвать коагуляцию наночастиц – например, оксида кальция, которого в организме много. Этот процесс вреден, т.к. ухудшает упругость стенки и, тем самым, затрудняет кровообращение. Но коагуляция наночастиц под действием электрических полей может, наоборот, быть полезной. Например, биополимеры коллагена в суспензиях с неорганическими наночастицами при наложении внешнего электрического поля образуют прочную структуру. Этот процесс можно использовать для быстрого восстановления сломанных костей, разрушенных хрящевых образований типа межпозвоночных дисков или менисков и др. Для этого в зону поврежденного органа требуется ввести шприцем требуемое количество суспензии из коллагена и наночастиц гидроксиапатита (основы костей), а затем внешним электрическим полем сформировать из них агломерат нужного вида и расположения.

## **ИССЛЕДОВАНИЯ ПО ПРИМЕНЕНИЮ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ ДЛЯ ОЧИСТКИ И РЕГУЛИРОВАНИЯ СОСТАВА ВОДНЫХ СРЕД**

***Тюкин<sup>1</sup> Н.Ю. школьник, Буланов<sup>1</sup> М.С., школьник, Классен<sup>2</sup> Н.В.***

<sup>1</sup>- *Физико-математический лицей, Сергиев Посад, [nekit.tyuckin@gmail.com](mailto:nekit.tyuckin@gmail.com)*

<sup>2</sup>- *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

Актуальность темы работы определяется тем, что во-первых водные эмульсии, т.е. смеси воды с разного рода органическими веществами, играют громадную роль в жизни человечества. Одна из главных энергетических основ современной промышленности – нефть – добывается из скважин в виде водно-

масляной эмульсии. Смазочные и антикоррозионные свойства различных масел в значительной мере определяются взаимодействием их водных эмульсий с поверхностями металлических конструкций. С другой стороны, значительная часть экологических загрязнений связана с попаданием нефти и нефтепродуктов в природные водные артерии. Экспериментальная методика основана на электрических воздействиях на эмульсии. Это обусловлено тем, что электрические свойства воды и масел сильно различаются, что должно помочь разделению водные и масляные компонент. Водно-масляная эмульсия определенного состава наносилась на предметное стекло оптического микроскопа. В эмульсию погружались электроды от источников постоянного или переменного электрического поля. С помощью встроенной в микроскоп видеокамеры регистрировались изменения в эмульсии под действием электрического поля. Приложение электрического поля к водно-масляной эмульсии вызывает ее расслоение: чистая от масла водная компонента концентрируется у электродов, а масло сгущается в межэлектродном пространстве. Увеличение разности потенциалов на электродах приводит к образованию чешуйчатой пленки масла на поверхности. Процесс удаления наполнителей водной эмульсии от электродов существенно зависел от типа наполнителя. Оттеснение от электродов масляного наполнителя носило характер неустойчивых струек, в то время как оттеснение крахмалового раствора происходило монотонно, с сохранением симметрии круга. Оттеснение компонентов масла и крахмала от электродов объясняется тем, что диэлектрическая проницаемость воды во много раз больше, чем у других компонентов. Поэтому для минимизации электростатической энергии вода притягивается как можно ближе к источникам поля, оттесняя от них другие вещества. Наиболее плотные и безводные компоненты масла, имеющие наименьшую проницаемость, выталкиваются на поверхность эмульсии, где поле минимально. За счет этого формируется чешуйчатая пленка. В ближайшее время будут изготовлены и испытаны макетные варианты электрических очистителей водных эмульсий для оценки их технико-экономических параметров.

## **ИССЛЕДОВАНИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ ВИХРЕОБРАЗОВАНИЯ В ЖИДКИХ И ГАЗОВЫХ СЕРДАХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ И МАГНИТНЫМИ ПОЛЯМИ**

*Зыкова<sup>1</sup> А.В. школьница, Классен<sup>2</sup> Н.В.*

*<sup>1</sup>- Физико-математический лицей, Сергиев Посад, [arina.zykova@gmail.com](mailto:arina.zykova@gmail.com)*

*<sup>2</sup>- Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

Экспериментально исследовано влияние магнитных и электрических полей на движение струй водяного пара, воздуха и воды. Обнаружены спиральное закручивание паровых струй при их прохождении через постоянное



магнитное поле, образование кольцевых дуговых разрядов при индуцировании электрического разряда переменным электрическим полем, когда электроды размещены внутри постоянного магнита. Кроме того, образование кольцевых разрядов наблюдалось и когда электроды размещались в пламени свечи. В первом случае образование кольца объясняется отклонением траектории дуги в постоянном магнитном поле в разные стороны при изменении направления переменного тока разряда, во втором – взаимодействием переменного тока разряда с магнитным полем, возбуждаемым разрядом в плазме пламени.

Обнаружено кольцевое движение потоков воды между электродами, размещенными в воде при действии на него постоянного магнитного поля. Установлено, что отклонение магнитным полем в разные стороны движущихся с потоком воды или пара электрических зарядов противоположных знаков способно индуцировать электродвижущую силу и электрический ток, имеющие достаточные для питания электроустройств величины. Исследовано вихревое движение потоков воздуха и влияние на них магнитного поля и электрического разряда.

Обнаружено, что при размещении за пропеллером ветроэлектродгенератора на той же оси второго пропеллера в противоположном винтом закручивания второй пропеллер вращается со скоростью, сопоставимой со скоростью первого пропеллера. Это объясняется тем, что ветровой поток, закрутивший первый пропеллер, сам приобретает противоположный ему вращательный момент. Установка второго пропеллера через реверс на той же оси позволяет увеличить не менее чем на 30 % мощность ветроэлектродгенератора при той же занимаемой им площади. Возбуждение вихря электроразрядником с магнитом перед передним пропеллером ветроэлектродгенератора подтягивает к нему дополнительные потоки ветра, еще более усиливая снимаемую мощность.

На основе полученных фактов предложены новые схемы магнитогидродинамического электродгенератора на водном потоке и ветроэлектродгенератора с повышенной эффективностью. Магнитогидродинамические генераторы предложенного типа способны вырабатывать экологически чистую и дешевую электроэнергию на приливных волнах, сточных водах городов, горных речках и т.д.

## **ОСОБЕННОСТИ ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИКРОВОЛОКОННЫХ СЦИНТИЛЛЯТОРОВ ИЗ НАНОЧАСТИЦ И ПОЛИМЕРОВ**

***Покидов А.П. студент, Классен Н.В.***

***Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, [fm\\_toshka@mail.ru](mailto:fm_toshka@mail.ru)***

Разработаны композитные сцинтилляторы из неорганических наночастиц и органических люминофоров. Они обладают уникальной комбинацией высокой поглощающей способности для ионизирующего излучения, наносекундного времени высвечивания сцинтилляции и высоким световыходом). Это достигнуто сверхбыстрой передачей энергии возбуждения от тяжелых неорганических

частиц, поглощающих рентгеновские фотоны, к органическим люминофорам, излучающим свет. Обычные органические сцинтилляторы имеют низкую радиационную стойкость, но наши композиты увеличивают радиационную прочность благодаря фиксации полимеров наночастицами.

Ранее у них был недостаток в неоднородном распределении наночастиц, рассеивающем излучаемый свет. Отверждение композитного раствора на центрифуге повысило их упорядочение. Центробежная сила сориентировала молекулы полимера, усилив связь бензольных колец с наночастицами. Это повысило и улучшило передачу возбуждений от наночастиц, поглощающих ионизирующее излучение, к сцинтиллирующим полимерам. В связи с этим световыход ориентированной пленки увеличился на 20%. Кроме того, под действием центробежной силы из вращающейся подложки происходит выброс микрокапель композита, из которых в полете формируются микроволокна с диаметрами от 10 до 50 мкм. Световыход рентгенолюминесценции этих микроволокон увеличился на 30%. Помимо улучшенной связи между полимерами и наночастицами это усиление обусловлено, как показали оптическая и электронная микроскопия этих микроволокон, модуляцией их структуры с периодом порядка микрона. Такая модуляция способна обеспечить распределенную обратную связь, приводящую к увеличению световыхода за счет оптического резонанса излучаемого света по аналогии с фотонным кристаллом (мы наблюдали преимущественное излучение света вдоль волокон). Будущие исследования взаимосвязи между условиями получения этих микроволокон, их внутренней структурой и характеристиками излучения света приведут к дальнейшему улучшению их сцинтилляционных параметров, связанных с оптимизацией технологии. Эти волокна могут быть использованы для изготовления сцинтилляционных матричных детекторов с высокой временной и пространственной разрешающей способностью. Сборка таких волокон в параллельные ряды создает матричные детекторы, обеспечивающие микронное пространственное разрешение, образуя основу рентгеновского микроскопа для дефектоскопии материалов и медицинской диагностики. В сочетании с наносекундным быстродействием и высокой чувствительностью такой микроскоп позволяет непосредственно наблюдать *in situ* быструю кинетику биопроцессов внутри организмов и структурных превращений внутри материалов, вызванных различными воздействиями.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ И СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ СВС-ЭЛЕКТРОДАМИ НА ОСНОВЕ TiB-Ti

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

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения  
им. А.Г. Мерджанова РАН, Черногловка, [konstanta.ism.ac.ru](http://konstanta.ism.ac.ru)*

Наиболее распространенной причиной выбраковки деталей самого разного назначения является поверхностный износ. Также детали могут терять до 5% своих первоначальных геометрических размеров. Эти факторы сопутствуют с возрастанием актуальности снижения ремонтных работ путем восстановления поверхностей изношенных деталей и узлов. Одним из наиболее эффективных методов восстановления деталей и узлов является электродуговая наплавка (ЭДН). ЭДН позволяет, как восстановить исходную геометрию, так и нанести материал придающий, рабочей поверхности детали, повышенные износостойкость, коррозионную стойкость, жаростойкость и тд.

Известно, что метод СВС-экструзии, используемый для получения длинномерных металлокерамических стержней, позволяет создавать уникальные по своей структуре и свойствам материалы, за счет совместного влияния высоких температур и больших значений степени деформации. Стержни, полученные методом СВС-экструзии, соответствуют требованиям к применению их в качестве электродов для на несения покрытий методом ЭДН.

В данной работе электродами из материала на основе TiB-30%Ti на подложку BT1-0 наносились покрытия толщиной 1,6-3 мм методом электродуговой наплавки. Были проведены РФА и СЭМ (рис.1), полученных образцов. В защитном покрытии выделены 3 характерные зоны, измерена микротвердость покрытия.

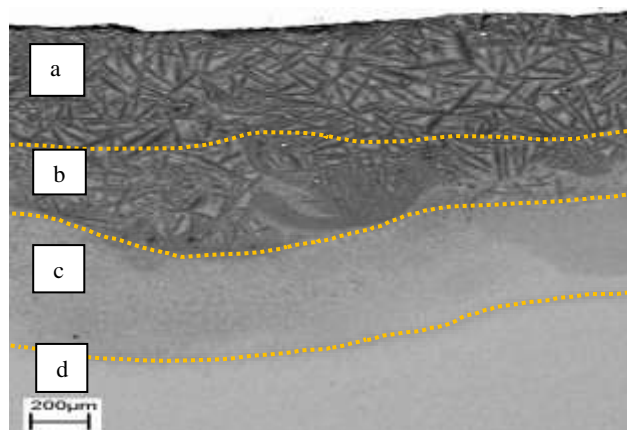


Рис. 1. СЭМ защитного слоя, нанесенного электродом TiB-30%Ti на подложку BT1-0 методом ЭДН.

## КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ

Ф.И.О. участника	Номер страницы	Ф.И.О. участника	Номер страницы
Ахмедова Л.Р.	41	Лапаева А.С.	83
Абзалов Н.И.	44	Лоскутова А.Д.	91
Армянинов И.С.	84	Лучникова Г.Г.	96
Акопджанян Т.Г.	148	Марушина А.А.	54
Боровинская И.П.	14	Малахов А.Ю.	75
Баткал А.Н.	146	Пермикин А.А.	130
Бикбердина Н.Я.	122	Подлесный Д.Н.	114
Болоцкая А.В.	32	Покидов А.П.	161
Ботвина О.И.	33	Павлов А.А.	101
Буренина А.И.	38	Прилипко С.Ю.	110
Богданова Е.С.	60	Рогушин К.Б.	92
Белянкина А.К.	104	Санин В.Н.	24
Баронин Г.С.	26	Суворов Д.С.	55
Буланов М.С.	155	Салтыкова Я.С.	67
Вдовин Ю.С.	137	Спабекова А.С.	143
Варпетян А.	158	Салганская Я.Е.	156
Гордеев М.С.	112	Саблин Ю.Ю.	86
Гальшев С.Н.	40	Савельев А.С.	103
Галлямова Р.Ф.	49	Санин В.В.	117
Гомзин А.И.	70	Строганова Т.Г.	157
Гончаров Е.А.	134	Турганов З.Т.	79
Григорович К.В.	17	Терещенко А.Н.	107
Дутов М.Н.	87	Тюкин Н.Ю.	159
Дружинина М.Э.	94	Урванцев М.В.	57
Жадяев А.А.	99	Уварова И.А.	50
Жукова П.А.	105	Хайдаров Б.Б.	53
Захаров А.А.	120	Хачатурова Т.А.	139
Зыкова А.В.	160	Хина Б.Б.	19
Ильин Н.А.	65	Цветков М.В.	71
Иевлев В.М.	16	Черкасова А.С.	36
Икорников Д.М.	100	Чижигов А.П.	113
Колобов Ю.Р.	21	Чаплыгин К.К.	97
Кудинова А.А.	154	Чеклов С.А.	125
Карозина Ю.А.	62	Чурсин С.С.	132
Кондаков А.А.	68	Шляпин С.Д.	22
Курилкин В.В.	82	Шипилов А.А.	89
Казмухамбетова З.М.	95	Шкодич Н.Ф.	152
Константинов А.С.	163	Щербаков А.В.	77
Колядко Д.К.	128	Яцюк И.В.	46
Ковалев И.Д.	142	Yelemessova Zh.K.	149

## ДЛЯ ЗАМЕТОК

ISBN 978-5-9907575-2-3

Научное издание

**XV 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 Иванов Д.П.

Подписано в печать 15.11.2017г., бум. кн.-журн.,  
гарнитура Таймс, объем 10 усл.-печ. листов,  
тираж 120 экз., заказ №1243

Изд-во: ООО "Планета книг"

---

Москва, Ленинградский проспект 37 корп. 7, оф. 204.