

Состав оргкомитета

Ректор Школы – семинара

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

Председатель Оргкомитета:

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

Секретарь Оргкомитета:

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

Члены Оргкомитета:

С.М. Алдошин - академик, вице-президент РАН, директор ИПХФ РАН (Черноголовка)
В.В. Азатян - член-корр. РАН, зав. лаб. ИСМАН (Черноголовка)
А.Л. Бучаченко - академик, и.о. председателя НЦЧ РАН (Черноголовка)
И.П. Боровинская - д.х.н., профессор, зав. лаб. ИСМАН (Черноголовка)
В.М. Бузник - академик, руководитель Инновационно-технологического центра РАН (Москва)
В.А. Веретенников - к.ф.-м.н, руководитель аспирантуры ИСМАН (Черноголовка)
В.В. Грачев - к.ф.-м.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)
С.А. Губин - д.ф.-м.н., профессор, зав.лаб. МИФИ (Москва)
С.И. Дворецкий - д.ф.-м.н., профессор, проректор ТамбГТУ (Тамбов)
В.Л. Данилов - д.т.н., профессор МГТУ им. Н.Э. Баумана (Москва)
О.К.Камынина - к.ф.-м.н., ученый секретарь ИСМАН (Черноголовка)
В.В. Козлов - академик, вице-президент РАН (Москва)
М.Н. Краснянский - д.т.н., профессор, ректор ТамбГТУ (Тамбов)
Д.В. Кузнецов - к.т.н., зав. кафедрой НИТУ МИСиС (Москва)
С.Т. Милейко - д.т.н., г.н.с. ИФТТ РАН (Черноголовка)
С.А. Моргачева - и.о. зам. председателя НЦЧ РАН (Черноголовка)
В.Ф. Разумов - член-корр. РАН, глава Муниципального образования "Городской округ Черноголовка" (Черноголовка)
М.Ю. Романовский - начальник Управления координации и обеспечения деятельности организаций в сфере науки, ФАНО России (Москва)
Л.С. Стельмах - д.т.н., вед. н.с. ИСМАН (Черноголовка)
А.Е. Сычев - к.т.н., зам. директора ИСМАН (Черноголовка)
М.Р. Филонов - д.т.н., профессор, проректор МИСиС (Москва)

Рабочий комитет:

О.Н. Козырева - (Черноголовка, ИСМАН)
М.В. Михеев - аспирант (Черноголовка, ИСМАН)
О.А. Аверичев - аспирант (Черноголовка, ИСМАН)
А.П. Чижиков - аспирант (Черноголовка, ИСМАН)
П.А. Столин - лаборант (Черноголовка, ИСМАН)
А.С. Константинов - магистрант (Уфа, УГАТУ)

Двенадцатая Всероссийская с международным участием Школа-семинар по структурной макрокинетике для молодых ученых проводится при финансовой поддержки Российского Фонда фундаментальных исследований за 2014г.

Программа 12-ой Всероссийской с международным участием Школы-семинара по структурной макрокинетике для молодых ученых

Среда, 26 ноября 2014г.

9:30 Регистрация участников

10:00 Церемония открытия Школы-семинара

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

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

Приветственные слова гостей Школы

Утреннее заседание

10:30 **Андриевский Ростислав Александрович**, д.т.н., профессор, г.н.с. (ИПХФ РАН, Черноголовка). **Наноматериалы в экстремальных условиях: новые подходы и нерешенные проблемы** (приглашенная лекция).

11:30 **Кофе-брейк**

11:50 1. **Размыслов¹ А.В.** студент, **Кислов² В.М.**, **Глазов² С.В.**, **Салганская² М.В.** (¹- МФТИ, Долгопрудный; ²- ФГБУН ИПХФ РАН, Черноголовка). **Конверсия смол термического разложения твердых топлив в пористой насадке.**

2. **Суворов Д.С.** студент, **Юдин А.Г.**, **Хайдаров Б.Б.**, **Шатрова Н.В.**, **Кузнецов Д.В.** (НИТУ «МИСиС», Москва). **Исследование наноструктурного материала на основе кобальта, полученного методом распылительного пиролиза.**

3. **Колесникова Ю.Ю.** молодой ученый, **Глазов С.В.**, **Кислов В.М.**, **Салганский Е.А.**, **Салганская М.В.** (ИПХФ РАН, Черноголовка). **Влияние добавки кислорода в состав окислителя на характеристики фильтрационного горения углеродных систем.**

4. **Шустов В.С.** молодой ученый, **Уваров В.И.**, **Алымов М.И.** (ИСМАН, Черноголовка). **Пористый материал с градиентной структурой на основе карбида титана.**

5. **Петров Е.В.** молодой ученый, Трофимов В.С. (ИСМАН, Черноголовка). Расчет параметров детонации порошковой смеси Zn-S.
6. **Гусев М.П.** аспирант, Данилов В.Л. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва). Математическая модель задачи релаксации контактного взаимодействия между тепловыделяющим элементом и ячейкой дистанционирующей решетки.
7. **Кочетков Р.А.** молодой ученый, Тарасов А.Г., Сеплярский Б.С. (ИСМАН, Черноголовка). Закономерности горения порошковых и гранулированных смесей CR_2O_3+Al в потоке аргона и азота.

13:30 Обед

Вечернее заседание

- 14:30**
1. Вадченко С.Г., Сычев А.Е., Ковалев Д.Ю., Щукин А.С., Коновалихин С.В., **Ковалев И.Д.** молодой ученый, Лугинина М.А. (ИСМАН, Черноголовка). Исследование структурообразования при СВС в системе Ti-Si-C.
 2. **Сафаева Д.Р.** магистрант, Титова Ю.В., Майдан Д.А. (СамГТУ, Самара). Использование азидной технологии СВС для получения нанопорошков нитридов Al, Ti, B, Si.
 3. **Яцюк¹ И.В.** аспирант, Потанин¹ А.Ю., Погожев¹ Ю.С., Новиков¹ А.В., Левашов¹ Е.А., Кочетов^{1,2} Н.А. (¹- НИТУ «МИСиС», Москва; ²- ИСМАН, Черноголовка). Получение СВС мишеней-катодов в системе Zr-Si-B-Al для осаждения высокотемпературных многофункциональных покрытий.
 4. **Шишкин Т.А.** молодой ученый (ИСМАН, Черноголовка). Особенности получения методами сварки взрывом и пакетной прокатки многослойных материалов стойких к ударно-абразивному износу.
 5. **Звягинцева¹ Н.В.** молодой ученый, Потанин¹ А.Ю., Погожев¹ Ю.С., Левашов¹ Е.А., Кочетов^{1,2} Н.А. (¹- НИТУ «МИСиС», Москва; ²- ИСМАН, Черноголовка). Керамические материалы в системе Si-B-C, полученные методом СВС и горячего прессования, для осаждения жаростойких покрытий.
 6. **Кочетов Н.А.** молодой ученый, Сеплярский Б.С., Кочетков Р.А. (ИСМАН, Черноголовка). Закономерности горения прессованных образцов и образцов насыпной плотности из смеси Ni-Al, подвергнутой механической активации.
 7. **Милосердов П.А.** молодой ученый, Горшков В.А., Юхвид В.И. (ИСМАН, Черноголовка). Получение методом СВС-металлургии литой оксидной керамики на основе оксидов алюминия и циркония.
 8. **Подлесный Д.Н.** аспирант, Зайченко А.Ю. (ИПХФ РАН, Черноголовка). Экспериментальное исследование пределов устойчивости фронта горения бидисперсных смесей.

Четверг, 27 ноября 2014 г.

Утреннее заседание

10:00 **Говоров Виталий Александрович**, директор по исследованиям и разработкам(ЭАО "ЛИТЭН", Москва). **Получение тонкодисперсного порошка оксида алюминия пригодного для использования СВС синтеза**(приглашенная лекция).

11:00 Кофе-брейк

11:20 1. **Малахов¹ А.Ю.** аспирант, Сайков¹ И.В., Богданов¹ А.С., Первухин² Л.Б (1- ИСМАН, Черноголовка; 2- ФГУП ЦНИИЧермет, Москва). Плакирование взрывом цилиндрических заготовок из стали ОХНЗМ жаропрочным сплавом ЭК102.

2. **Воротыло С.А.** магистрант, Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Пацера Е.И. (НИТУ «МИСиС», Москва). Исследование закономерностей процессов получения сверхвысокотемпературных однофазных карбидов методом МА + СВС в системе Та-Zr-C.

3. **Тарасов А.Г.** молодой ученый, Сеплярский Б.С., Студеникин И.А. (ИСМАН, Черноголовка). Последовательность превращений при горения гранулированной смеси 5Ti+3Si в потоке азота.

4. Первухина¹ О.Л., Шишкин¹ Т.А., **Денисов¹ И.В.** молодой ученый, Первухин² Л.Б. (1- ИСМАН, Черноголовка; 2- ООО «Битруб Интернэшнл», Красноармейск). О стабильности процесса сварки взрывом на крупногабаритных листах по результатам исследования волнообразования.

5. **Жаворонков А.И.** аспирант, Жирнов А.А., Салганский Е.А. (ИПХФ РАН). Экспериментальное исследование газификации мелкодисперсного топлива.

6. **Чижиков¹ А.П.** аспирант, Бажин¹ П.М., Столин¹ А.М., Константинов^{1,2} С.А. (1-ИСМАН, Черноголовка; 2- УГАТУ, Уфа). Получение нанокристаллического материала методом СВС-экструзии и его применение.

7. **Балаян Г.В.** аспирант (ИСМАН, Черноголовка). Характер поведения горения водородо-воздушных смесей на нижних концентрационных пределах распространения пламени.

8. **Сагидоллаев¹ А.С.** магистрант, Кылышбаев¹ К.Т. магистрант, Паршин² Д.А., Стельмах² Л.С. (1- НИТУ МИСиС, Москва; 2- ИСМАН, Черноголовка). Анализ зависимости экструдированной части образца на основе MoSi₂ от конструктивных параметров процессов СВС-экструзии.

13:00 Обед

Вечернее заседание

- 14:00** 1. **Пугачев Д.В.** молодой ученый, Брауэр Г.Б., Азатян В.В. (ИСМАН, Черноголовка). Определение константы скорости ингибирования гремучей смеси этанолом.
2. Зарипов¹ Н.Г., Галышев¹ С.Н. аспирант, **Хидиятов¹ А.В.** студент, Столин² А.М., Бажин² П.М. (1⁻ УГАТУ, Уфа; 2⁻ ИСМАН, Черноголовка). Влияние химического состава исходной шихты на микротвердость материала системы Ti-Al-C, полученного методом СВС-прессования.
3. **Икорников Д.М.** аспирант, Санин В.Н., Юхвид В.И. (ИСМАН, Черноголовка). Центробежная СВС-металлургия литых сплавов на основе системы Ni-Al-V.
4. **Аверичев О.А** аспирант, Бажин П.М., Столин А.М. (ИСМАН, Черноголовка). Получение длинномерных изделий на основе МАХ-фазы состава Ti-Al-C методом СВС-экструзии.
5. **Сайков¹ И.В.** молодой ученый, Малахов¹ А.Ю., Богданов¹ А.С., Первухин² Л.Б. (1⁻ ИСМАН, Черноголовка; 2⁻ ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва). Влияние параметров сварки взрывом на качество термобиметалла латунь-инвар.
6. **Михайлов А.А.** магистрант, Богданов А.С. (АлтГТУ, Барнаул). Изменение свойств стеклопластиков при микроармировании дисперсным волластонитом.
7. **Богданов¹ А.С.** магистрант, Сайков² И.В. (1⁻ АлтГТУ им. И.И. Ползунова; 2⁻ ИСМАН, Черноголовка). Изменение структуры и свойств компонентов термобиметалла латунь-инвар после сварки взрывом.
8. **Маркидонов А.В.** молодой ученый, Смирнова М.В. (Филиал Кузбасского государственного технического университета в г. Новокузнецке). Расчет коэффициента динамической самодиффузии методом компьютерного моделирования после радиационного облучения твердого тела.

15:00

Кофе-брейк

15:30

Спорт. Командный розыгрыш кубка Ректора Школы по настольному теннису.

Пятница, 28 ноября 2014 г.

Утреннее заседание

- 10:00** **Алдошин Сергей Михайлович**, академик, вице-президент РАН, директор ИПХФ РАН (Черноголовка). **"Запутанные" электронные состояния и структура нитрозильных комплексов железа, являющихся моделями активных центров негемовых протеинов, и перспективы их применения** (приглашенная лекция).

11:00 Кофе-брейк

- 11:30** 1. **Санин¹ В.В.** инженер исследователь, Филонов¹ М.Р., Юхвид² В.И. (¹-НИТУ «МИСиС», Москва; ²- ИСМАН, Черноголовка). Исследования вязкости и температуры переплава на структурную наследственность сплава, полученного методом СВС-металлургии.
2. **Шкодич¹ Н.Ф.**, Рогачев^{1,2} А.С. Мукасьян^{2,3} А.С., Московских² Д.О., Щукин¹А.С., Ковалев¹ И.Д. (¹-ИСМАН, Черноголовка; ²-НИТУ «МИСиС», Москва; ³Department of Chemical and Biomolecular Engineering, University of Notre Dame, Notre Dame, USA). Получение композиционных наноматериалов из несмешивающихся металлов для коммутирующих электрических контактов.
3. **Гильберт¹ С.В.** аспирант, Суворов¹ И.С., Коробков² А.М., Присянюк¹ В.В. (¹- ОАО «Федеральный научно-производственный центр «НИИ прикладной химии», Сергиев Посад; ²- ФГБОУ ВПО КНИТУ, Казань). Особенности высокотемпературных гальванических элементов из энергетических конденсированных систем.
4. **Провоторов¹ П.В.** школьник, Классен² Н.В. (¹- Средняя школа № 82, Черноголовка; ²- Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка). Формирование, свойства и применение сверхтвердых нанопечочек.
5. **Кобзев Д.Е.** молодой ученый, с.н.с., Баронин Г.С., Комбарова П.В., Быкова Н.Н. (ТамбГТУ, НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов). Оценка изменения плотности полимерных композитов на основе Ф-ЗМ и КоФП после твердофазной экструзии.
6. **Худяков В.В.** аспирант, Баронин Г.С., Дмитриев О.С., Завражин Д.О. (ТамбГТУ, НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов). Исследование теплофизических и триботехнических характеристик молекулярных нанокомпозитов на основе фторопласта Ф-ЗМ и наночастиц кремния.
7. **Полужтков В.Л.** аспирант, Баронин Г.С., Кобзев Д.Е. (ФГБОУ ВПО ТамбГТУ, НОЦ ТамбГТУ-ИСМАН «Твердофазные технологии», Тамбов). Твердофазная обработка фторполимерных материалов с использованием деформации простого сдвига.
8. Зарипов¹ Н.Г., **Галышев¹ С.Н.** аспирант, Столин² А.М., Бажин² П.М. (¹-ФГБОУ УГАТУ, Уфа; ²-ИСМАН, Черноголовка). Исследование формуемости СВС-материалов системы Ti-Al-C).

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

Фуршет.

"ЗАПУТАННЫЕ" ЭЛЕКТРОННЫЕ СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРА НИТРОЗИЛЬНЫХ КОМПЛЕКСОВ ЖЕЛЕЗА, ЯВЛЯЮЩИХСЯ МОДЕЛЯМИ АКТИВНЫХ ЦЕНТРОВ НЕГЕМОВЫХ ПРОТЕИНОВ, И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ

С.М. Алдошин, Н.А. Санина, Э.Б. Фельдман

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

С использованием биомиметических принципов были разработаны синтетические модели активных центров негемовых протеинов (тионитрозильные комплексы железа ТНКЖ), которые в организме выступают в роли биорезервуаров эндогенных молекул NO, важнейших регуляторов клеточного метаболизма. Изучены их структура и свойства. Из-за легкой делокализации электронной плотности между d-орбиталями атомов железа и π^* -орбиталью радикалов NO, наиболее существенными для понимания роли этих интермедиатов в организме являются структура координационного узла ТНКЖ и окислительное состояние атома железа и координационной молекулы оксида азота ($\cdot\text{NO}$, NO^+ , NO^-).

В докладе обсуждаются результаты прецизионного рентгеновского анализа, квантово-химических расчетов и магнето-химических и спектральных исследований синтетических моделей трех структурных типов: анионных ТНКЖ (диамагнитные биядерные ТНКЖ $\mu\text{-S}$ типа), нейтральных (парамагнитные биядерные ТНКЖ $\mu\text{-S-C-N}$ типа и парамагнитные моноядерные ТНКЖ) и катионных ТНКЖ. Было обнаружено, что электронная конфигурация $\{\text{Fe}(\text{NO})_2\}^9$ фрагмента моноядерного ТНКЖ имеет один неспаренный электрон ($S=1/2$) во всех типах комплексов, и что она образуется из высокоспинового состояния Fe d7 благодаря внутримолекулярному антиферромагнитному спариванию π^* -электронов двух радикалов NO с двумя из трех неспаренных электронов Fe, в результате чего образуются две гомеополлярные связи Fe-N.

Особое внимание уделялось структуре катионных тиокарбамидных ТНКЖ, которые образуют кристаллические структуры с необычными межмолекулярными обменными магнитными взаимодействиями благодаря своей подвижной конформации и способностью образовывать водородные связи.

Исследовались механизмы разложения этих комплексов и влияние структуры на количество выделяемого NO.

Биядерные парамагнитные ТНКЖ $\mu\text{-S-C-N}$ типа, имеющие димерную структуру Гейзенберга и характеризующиеся антиферромагнитным внутримолекулярным обменом, оказались перспективными соединениями, которые при низкой температуре имеют квантово-информационные корреляции в форме квантовой запутанности двухкубитной модели. Было показано, что для этих комплексов существует возможность определять

температуру запутанности T_E , ниже которой существуют квантовые корреляции, из величины магнитной восприимчивости, величины этих квантово-информационных корреляций E и ее температурной зависимости. Квантовая запутанность является частью всех квантовых корреляций (квантовый дискорд Q), которые сохраняют ненулевое значение даже при комнатных температурах.

Полученные ДНКЖ оказались важны для фундаментальных исследований структуры NO-интермедиатов, образующихся в организме, их дальнейших превращений и разработки нового поколения гибридных лекарств на основе синтетических моделей природных доноров NO.

Полученные результаты открывают возможности для исследований квантово-информационных корреляций в магнитных материалах этого класса для молекулярной электроники.

НАНОМАТЕРИАЛЫ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ: НОВЫЕ ПОДХОДЫ И НЕРЕШЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ

Андреевский Р.А.

Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка

Практически все наноматериалы (НМ) являются существенно неравновесными, что обусловлено значительным наличием межзеренных границ, а также их тройных стыков, присутствием остаточных напряжений, сегрегаций и избыточных фаз. Вполне очевидно, что термические, радиационные, деформационные, коррозионные и другие воздействия могут привести к рекристаллизационным, релаксационным и гомогенизационным изменениям, способствуя аннигиляции наноструктуры и необратимому ухудшению физико-механических свойств. Поэтому проблема стабильности НМ в экстремальных условиях начала привлекать обширное внимание.

В докладе обобщены современные экспериментальные и теоретические данные о поведении НМ при термических, радиационных, деформационных и коррозионных воздействиях. Подчеркнуты слабоизученные проблемы

ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА ОКСИДА АЛЮМИНИЯ ПРИГОДНОГО ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СВС СИНТЕЗА

Говоров В.А.

НИЛ НОЦ Нанотехнологии ФГБОУ ВПО НИУ «МЭИ», Москва

Темой доклада является изготовление и стабилизация тонкодисперсных порошков на основе оксида алюминия. Качество керамических образцов полученных методом высокотемпературного спекания под давлением напрямую зависит от фазового состава и дисперсности исходных порошков. Целью данной работы было создание стабильной водной дисперсии оксида алюминия с помощью механического измельчения в бисерной мельнице. В качестве исходного материала использовался крупнозернистый порошок с размером частиц 10 мкм. Контроль размеров частиц дисперсной фазы во время помола проводился методом динамического светорассеяния. Так же был исследован характер изменения размера частиц после эксперимента. Дополнительно проводилось исследование реологических характеристик дисперсии корунда во время и после эксперимента и описывается методика подбора стабилизаторов для дисперсной системы. На основании данных о размере частиц, заряде поверхности и вязкого течения дисперсии был сделан вывод о стабильности дисперсии и эффективности помола. Система была стабилизирована с помощью поверхностно-активных веществ (ПАВ). В результате была получена стабильная дисперсная система с концентрацией дисперсной фазы в 77% и размером частиц корунда в 89 нм. Полученная система обладает способностью к редиспергированию в исходное состояние после высушивания и высокой вязкостью в состоянии покоя.

ПЛАКИРОВАНИЕ ВЗРЫВОМ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК ИЗ СТАЛИ ОХНЗМ ЖАРОПРОЧНЫМ СПЛАВОМ ЭК102

Малахов¹ А.Ю. аспирант, Сайков¹ И.В., Богданов¹ А.С., Первухин² Л.Б.

¹- *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, malahov-aspirant@yandex.ru*

²- *ФГУП ЦНИИЧермет, г. Москва, bitrub@mail.ru*

В процессе эксплуатации изделий, работающих в контакте с агрессивными средами при высокой температуре, с большой долей вероятности возможно снижение тех характеристик материала, от которых непосредственно зависит надежность и прочность конструкции. Износ рабочих поверхностей практически всегда ведет к полной замене детали, вышедшей из строя.

В ряде случаев изготовление изделий целиком из коррозионностойких и жаропрочных сталей и сплавов не выгодно из-за высокой стоимости последних, а также в связи с трудностью их обработки. Поэтому для повышения срока службы деталей используют различные методы создания многослойных материалов, которые сочетают в себе высокую сопротивляемость агрессивной среде, необходимую прочность конструкции в целом и экономию дорогих видов сталей и сплавов. Одним из самых подходящих методов для получения вышеуказанных материалов является сварка взрывом (СВ).

В данной работе в качестве защитного слоя использовался жаропрочный никель-кобальтовый сплав (ЭК102), которым плакировали высокопрочную сталь ОХНЗМ. Наплавкой и напылением, в силу присущих данным методам особенностям [1] получить качественное соединение весьма проблематично. Поэтому, целью настоящей работы было создание методом СВ двухслойной цилиндрической заготовки с внутренним защитным слоем из сплава ЭК102, и исследование особенностей образования соединения данного сплава с высокопрочной сталью ОХНЗМ.

Режимы плакирования взрывом внутренней части стального цилиндра жаропрочным сплавом выбирались на основании выполненной ранее расчетно-экспериментальной работы для плоских образцов из идентичных составляющих биметалла [2].

Для плакирования внутренней части трубы из стали ОХНЗМ ($D=55$ мм, $l = 210$ мм, где D - внешний диаметр заготовки, l - длина) использовалась втулка из сплава ЭК102 ($D= 33$ мм, $l = 210$ мм).

Внутрь цилиндрической заготовки из высокопрочной стали устанавливалась втулка из жаропрочного материала. Для обеспечения требуемого зазора между заготовками и предотвращения попадания в него взрывчатого вещества (ВВ) использовалась специальная крышка 2 (рис. 1). Для проведения эксперимента была разработана схема с синхронным взрывом двух

взаимно уравновешенных зарядов, обеспечивающих встречное движение и сварку труб.

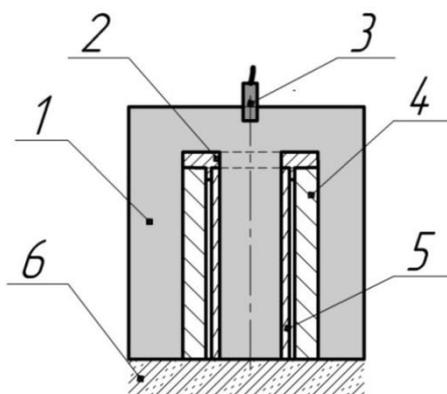


Рис. 1. Схема плакирования внутренней части цилиндрического изделия: 1 – ВВ; 2 – верхняя крышка; 3 - детонатор; 4- внешний слой (ОХНЗМ); 5- внутренний слой (ЭК102); 6 - песчаная основа.

Структуру и фазовый состав области соединения материалов исследовали методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии шлифов, вырезанных вдоль направления распространения процесса сварки взрывом (рис. 2) с помощью автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа.

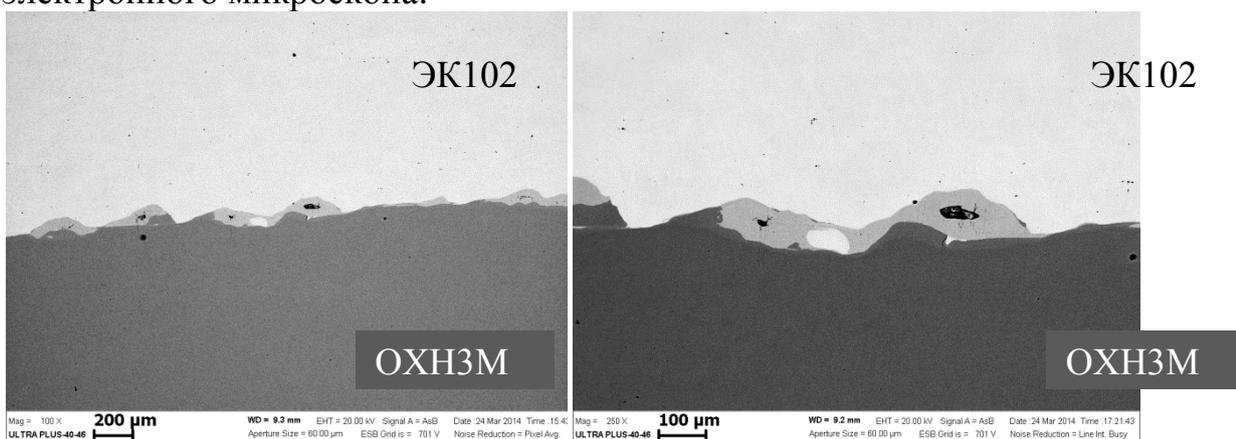


Рис.2. Зона соединения биметалла «жаропрочный сплав-сталь», полученного сваркой взрывом.

При сварке взрывом сплава ЭК102 и стали ОХНЗМ в зоне контакта материалов были обнаружены локальные участки расплавов (в некоторых из них отчетливо видны усадочные раковины) и интерметаллидные фазы. Несмотря на наличие микродефектов, они не образуют сплошной прослойки, поэтому, в целом, обеспечивается требуемое качество соединения.

Испытание на радиальное сжатие биметаллического кольца (рис. 3), вырезанного из середины цилиндрического образца ЭК102-ОХНЗМ, проводилось на электромеханической разрывной машине для статических испытаний INSTRON.



Рис. 3. Образцы на радиальное сжатие (внутренний слой – ЭК102, внешний слой – ОХНЗМ).

После проведенных испытаний цилиндрических образцов биметалла, участков расслоения и трещин на образцах обнаружено не было, что свидетельствует о прочном соединении составляющих слоев. Характер распределения деформации по длине образца требует дальнейшего изучения.

Выводы:

1. Методом СВ были получены опытные цилиндрические образцы биметалла "ОХНЗМ+ЭК102".
2. Схема с синхронным противозарядом позволила не применять матрицу для предохранения трубы от деформации и разрушения, что существенно облегчило конструкцию сборки.
3. Используемые режимы сварки взрывом для данной пары материалов обеспечивают соединение требуемого качества.

Список литературы:

1. Хасуи А., Маригаки О., Наплавка и напыление/ А.Хасуи, О.Маригаки.-М.: Машиностроение, 1985, 239с.
2. А.Ю., Малахов, Л.Б. Первухин, И.В. Сайков, В.Б.Вихман.,Создание сваркой взрывом высокопрочных биметаллических материалов с плакирующим слоем на основе ниобиевых и никель-кобальтовых сплавов// Сварочное производство. 2014.№10, с.16-20.

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

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЗИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВС ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОПОРОШКОВ НИТРИДОВ Al, Ti, V, Si

Сафаева Д.Р. магистрант, Титова Ю.В., Майдан Д.А.

***Самарский государственный технический университет, Самара,
safaevadiana@rambler.ru***

Нитриды и соединения на их основе занимают важное место среди тугоплавких соединений, которые имеют большое значение в развитии многих

отраслей современного производства[1]. Разработка технологий получения материалов на основе нитридов с принципиально новым уровнем свойств является ключевой задачей в развитии машиностроения, аэрокосмической и оборонной промышленности.

Существуют две традиционных технологии получения нитридов, нашедших применение в промышленности: печной способ и плазмохимический синтез. Основными недостатками этих технологий являются: большое энергопотребление, длительность синтеза и сложное крупногабаритное оборудование.

Заметный вклад в решение проблемы получения нитридов может внести использование достижений порошковой технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) тугоплавких химических соединений (карбидов, нитридов, боридов, оксидов и др.), изобретенного в 1967 году советскими учеными: академиком А.Г. Мержановым и профессорами И.П. Боровинской и В.М. Шкиро [2].

Процессы СВС основаны на проведении сильно экзотермических химических реакций взаимодействия исходных порошковых реагентов в форме горения[3]. В технологии СВС отсутствуют затраты электроэнергии для нагрева до высоких температур, используется простое малогабаритное оборудование, реализуются большие скорости процесса[4]. К настоящему времени создано более 20 разновидностей технологии для получения наноразмерных керамических порошков: карбидов (TiC , SiC , B_4C , TaC), боридов (TiB_2), силицидов ($MoSi_2$), нитридов (Si_3N_4 , BN , AlN , TiN), оксидов (Al_2O_3 , Fe_2O_3 , ZrO_2 , SiO_2), композиций ($Si_3N_4 - SiC$, $Si_3N_4 - TiN$, $AlN - SiC$) и др. Процесс СВС протекает при температурах порядка 2000...3000 °С при наличии большого градиента температуры.

С 1970 года в Самарском государственном техническом университете разрабатывается азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-Аз), которая позволяет получать микро- и нанопорошки нитридов, карбидов, силицидов и композиций на их основе при использовании порошка азида натрия в качестве азотирующего реагента [1].

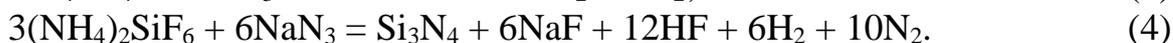
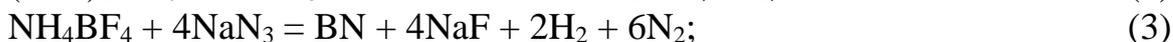
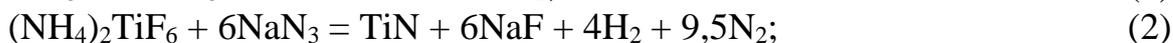
Для азидной технологии СВС характерны невысокие температуры горения и образование большого количества газообразных продуктов, которые затрудняют слияние первоначальных частиц продуктов синтеза и позволяют сохранить их в наноразмерном состоянии.

Целью данной работы было исследование возможности получения и определение условий синтеза нанопорошков нитридов Al , Ti , B , Si по технологии СВС-Аз.

Азидная технология СВС позволяет комплексно решить проблемы синтеза порошков и не требует для своей реализации дорогостоящего оборудования и исходных реагентов имеющих наноразмеры. Суть метода состоит в использовании в качестве азотируемого элемента — галоидной соли, содержащей в своем составе азотируемый элемент (Al , Ti , B , Si), а в качестве

азотирующего реагента — азид натрия и проведении процесса синтеза в режиме горения.

Уравнения получения нитридов Al, Ti, B, Si выглядят следующим образом:



Экспериментальная часть работы сводилась к проведению синтеза порошков на лабораторной установке СВС. Методика проведения синтеза и необходимое оборудование подробно описаны в работе [5].

Синтезированные порошки исследовались с помощью химического и рентгенофазового анализов, растровой электронной микроскопии, анализа гранулометрического состава. Основным критерием химического анализа являлось определение содержания азота в нитридах. Определение структуры и размеров полученных порошков проводилось с использованием растрового электронного микроскопа «Jeol». Исследовались также форма и размер частиц полученных порошков, элементный состав материала частиц, как по площади, так и в ряде интересующих точек. Для определения состава продуктов горения систем был проведен рентгенофазовый анализ. Качественный фазовый состав продуктов синтеза определяли на автоматизированном рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA. Количественный фазовый анализ производился методом Ритвельда при помощи программы PDXL 1.8.1.0 с использованием открытой кристаллографической базы данных.

В результате проведенных исследований установлено, что использование систем «галоидная соль азотируемого элемента – азид натрия» в процессе СВС-Аз позволяет получать нанопорошки AlN, TiN и Si₃N₄ с диаметром волокон 100-150 нм и BN с диаметром частиц порядка 100 нм.

Исследование зависимостей температуры и скорости горения от давления внешнего азота в реакторе, относительной плотности исходной шихты и диаметра образца позволило установить оптимальные значения параметров синтеза для получения нанопорошков: давление – 4 МПа, относительная плотность – насыпная, диаметр образца – 30 мм (для реактора объемом 4,5 л).

Список литературы:

1. Амосов А.П. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридов [Текст] / А. П. Амосов, Г. В. Бичуров. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 526 с.
2. Амосов, А. П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов [Текст]: Учеб. пособие / А. П. Амосов, И. П. Боровинская, А. Г. Мержанов; Под научной редакцией В. Н. Анциферова. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 567 с.

3. Merzhanov A.G., Borovinskaya I.P. // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. 2008. № 17. P. 242-265.
4. Левашов, Е. А. Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза [Текст] / Е. А. Левашов, А. С. Рогачев, В. И. Юхвид. – М.: Изд. дом МИСиС, 2011. – 377 с.
5. Бичуров, Г. В. Азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза микро- и нанопорошков нитридных композиций [Текст]: Монография/ Г. В. Бичуров, Л. А. Шиганова, Ю. В. Титова. – М.: Машиностроение, 2012. – 519 с.

ПОЛУЧЕНИЕ СВС МИШЕНЕЙ-КАТОДОВ В СИСТЕМЕ Zr-Si-B-Al ДЛЯ ОСАЖДЕНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

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

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

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

В настоящее время одной из актуальных научно-технических задач является повышение эксплуатационных характеристик различных поверхностей, работающих в условиях высоких температур и агрессивных сред, модифицирование которых осуществляется, например, путем осаждения многокомпонентных наноструктурных покрытий (МНП). Эффективным способом защиты таких поверхностей, прежде всего деталей и ответственных изделий и частей двигателей ракетно-космической техники, является нанесение на их поверхность высокожаростойких покрытий на основе боридов и силицидов циркония. Одним из наиболее перспективных методов осаждения такого рода покрытий является магнетронное распыление композиционных СВС мишеней-катодов, содержащих все необходимые элементы в заданном соотношении.

Целью данной работы являлись экспериментальные исследования процесса СВС композиционных материалов в системе Zr-Si-B-Al, состав которых рассчитывался по формуле $((50 \% \text{ZrB}_2 + 50 \% \text{Zr}_5\text{Si}_4) + 10 \% \text{Al} + \text{Y})$, где Y – порошок готового продукта, принимающий значения 20, 30 и 40 %

В работе было исследовано влияние начальной температуры процесса СВС и состава исходных реакционных смесей на кинетику горения. Увеличение параметра содержания готового продукта Y способствует

снижению температуры и скорости горения, но на изменение состава конечного продукта не влияет, так как в процессе синтеза выступает в качестве инертного разбавителя.

Для состава $Y = 40 \%$ изучалась стадийность структурно-фазовых превращений методом закалки фронта горения в медном клине с последующим проведением электронно-микроскопического и микрорентгеноспектрального анализа характерных участков фронта горения. В первую очередь образуются силицид циркония и сложное соединение $ZrSiAl_2$, а борид циркония образуется позже, в зоне догорания. Для каждого из трех составов также были рассчитаны значения эффективной энергии активации процесса горения, которые оказались в диапазоне 260-690 кДж/моль. Это свидетельствует о ведущей роли массопереноса реагентов через образующийся расплав и твердую фазу.

Компактные керамические материалы были получены по технологии силового СВС-компактирования. Фазовый состав продуктов синтеза несколько отличается от расчетного и включает в себя химические соединения $ZrSi$, $ZrSi_2$, а также для составов с $Y = 30$ и 40% и сложные соединения $Zr(Si,Al)_2$ и $ZrSiAl_2$. Также установлено, что с увеличением количества готового продукта, добавляемого в шихту, уменьшается остаточная пористость, так как уменьшается газовыделение в процессе синтеза.

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

КОНВЕРСИЯ СМОЛ ТЕРМИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ ТВЁРДЫХ ТОПЛИВ В ПОРИСТОЙ НАСАДКЕ.

Размыслов А.В.¹ студент, Кислов В.М.², Глазов С.В.², Салганская М.В.²

*¹- Московский Физико-Технический Институт (Государственный
Университет) г. Долгопрудный, sanaraz@mail.ru*

²- ФГБУН Институт Проблем Химической Физики РАН, г. Черноголовка

ВВЕДЕНИЕ

Задача рационального и наиболее полного использования низкосортных топлив может быть решена путём их превращения в более удобные для промышленного использования газообразные продукты. Продукт-газ, получающийся при газификации твёрдых топлив в режиме противотока, как правило, содержит значительное количество жидких продуктов, главным образом, смол. Ценность этих смол, невысокая, так как для получения из них какого-либо товарного продукта требуется организовать сложные процессы химического преобразования[1]. Из-за способности конденсироваться, смолы

представляют угрозу для используемого с газификатором оборудования, так как могут замедлять или блокировать работу турбин и двигателей, вызывать загрязнения и засорения[2]. Во всех случаях газ, исключая сжигание его в топках, должен подвергаться тонкой очистке. [3].

Целью данной работы является исследование возможности конверсии смол, образующихся при термическом разложении твёрдых топлив, в горючий газ методом их неполного сжигания в пористой насадке.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Эксперименты проводили на установке, состоящей из двух соединённых между собой проточных реакторов (рис. 1). В первом реакторе (газификаторе) производили процесс газификации твёрдого топлива (древесины, каменноугольного кека) в режиме фильтрационного горения. Смолы, выходящие из него вместе с продукт-газом в виде аэрозоля, попадали во второй реактор (конвертор), где происходило их неполное окисление в пористой насадке при недостатке кислорода.

Перед началом эксперимента, конвертор заполняли пористой насадкой (частицами из различных материалов – древесного угля, цеолита ЦПС, или фарфоровыми кольцами Рашига) и прогревали до температуры 650 °С. Воздух, необходимый для неполного окисления смол, подавали в конвертор вместе с продукт-газом.

В ходе эксперимента проводили измерения температур в нескольких сечениях газификатора и конвертора с помощью термопар, а также одновременно отбирали пробы газообразных продуктов из газификатора и из конвертора. Состав этих проб анализировали с помощью газового хроматографа «Кристалл-5000».

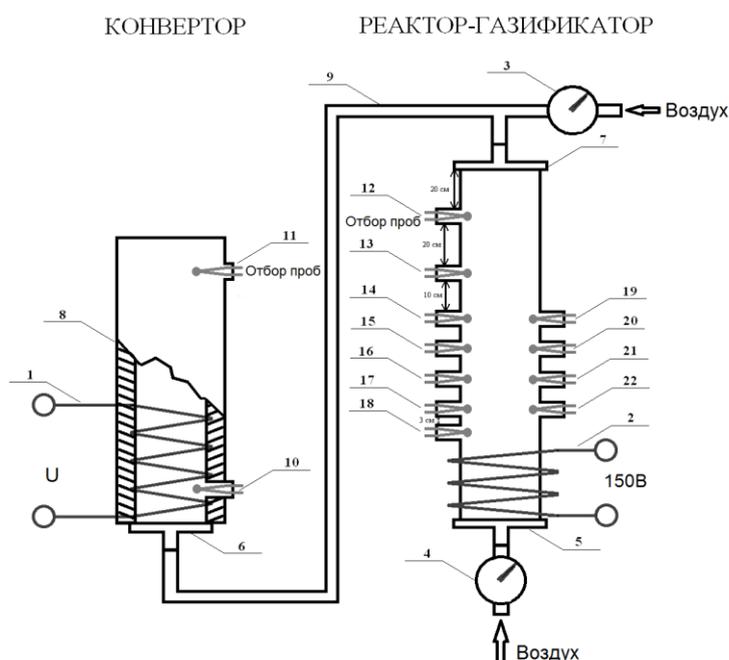


Рис. 1. Схема экспериментальной установки: 1, 2 – нагревательные спирали; 3, 4 – электронные датчики расхода воздуха; 5, 6, 7 – фланцы; 8 – теплоизоляция; 9 – соединительная трубка; 11-22 – термопары.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Таблица 1*

Газифицируемое топливо	Древесина						Угольный кек					
	Древесн. уголь		Кольца Рашига		Цеолит		Древесн. уголь		Кольца Рашига		Цеолит	
	Г	К	Г	К	Г	К	Г	К	Г	К	Г	К
Расход воздуха в аппарат, л/с.	0,23	0,40	0,24	0,35	0,23	0,12	0,24	0,04	0,24	0,05	0,24	0,04
Состав газа, % об												
CO ₂	18,31	6,72	9,98	12,64	10,85	10,30	8,34	12,02	9,27	7,95	10,57	9,87
N ₂	67,57	56,63	60,46	66,47	65,93	64,08	60,79	62,67	65,15	58,70	63,55	62,37
CO	12,08	28,27	22,63	15,65	22,31	20,44	24,83	21,77	18,98	27,30	15,69	16,78
CH ₄	1,31	0,15	1,19	0,11	0,02	1,16	1,25	1,77	1,40	1,49	2,12	2,29
H ₂	0,93	7,36	5,86	5,16	1,24	3,46	4,93	6,61	5,26	4,95	7,98	8,54
Теплота сгорания, МДж/м ³	2,16	4,57	3,92	3,12	2,96	3,42	4,26	4,30	3,52	4,57	3,84	4,12
α	0,78		0,65		0,35		0,14		0,70		0,63	
N ₁	25,86		1,97		4,35		1,08		1,93		1,27	
N ₂	7,65		1,54		1,43		1,64		1,26		1,27	

* Обозначения: α - степень конверсии, отношение массы окислившихся до газообразных продуктов смол к массе смол, поступающих в конвертор; N₁, N₂ - увеличение количества горючих компонент (водорода и угарного газа соответственно) в продукт газе в результате конверсии; Г продукт-газ из газификатора, К - продукт-газ из конвертора.

В таблице 1 приведены результаты экспериментов по конверсии смол термического разложения древесины и кека – отхода обогащения каменного угля. С помощью данных хроматографического анализа были вычислены количества газов, образующихся при газификации твёрдого топлива и при конверсии смол, составлены уравнения материального баланса, из которых были вычислены масса смол, образующихся при газификации, масса оставшихся после конверсии смол и степень конверсии.

Эксперименты показали, что некоторое количество смол окисляется до газообразных продуктов, в результате чего увеличивается количество горючих газов в продуктах газификации твёрдого топлива. Из таблицы видно, что наибольшая степень конверсии смол достигается при использовании насадки из древесного угля и колец Рашига. В большинстве случаев, теплота сгорания продукт-газа после конверсии не хуже, чем теплота сгорания исходного продукт-газа.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате выполненных исследований по конверсии смол, образующихся при термическом разложении древесины и угольного кека, было установлено следующее:

1. Показана принципиальная возможность конверсии смол термического разложения некоторых твёрдых топлив в пористой насадке
2. Процесс неполного окисления смол, содержащихся в продукт-газе, происходит без видимых отложений углерода на частицах насадки конвертора.
3. Теплотворная способность газа, полученного в конверторе, не ниже теплотворной способности газообразных продуктов газификации твёрдого топлива.

Список литературы:

1. Е.А. Манелис, С.В. Глазов, Д.Б. Лемперт, Е.А. Салганский, Известия АН, 2011 №7, 1278.
2. Tar in Biomass Producer Gas, the Energy research Centre of The Netherlands (ECN), Experience: An Enduring Challenge Luc P. L. M. Rabou, Robin W. R. Zwart, Berend J. Vreugdenhil, Energy Fuels 2009, 23, 6189–6198
3. Л.И. Киприанов, Тонкая очистка древесного газа, Труды Ленинградской ордена Ленина лесотехнической академии им. Кирова, 1956 г.

Работа выполнена при поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН №26 «Горение и взрыв».

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ СТЕКЛОПЛАСТИКОВ ПРИ МИКРОАРМИРОВАНИИ ДИСПЕРСНЫМ ВОЛЛАСТОНИТОМ

Михайлов А.А. магистрант, Богданов А.С.

***Алтайский государственный технический университет им.И.И. Ползунова,
Барнаул, aleksei.m@list.ru***

На сегодняшний день стеклопластики нашли широкое применение во многих отраслях производства. Возможность улучшить эксплуатационные и физико-механические характеристики, снизить стоимость данного вида материала, с использованием минерального наполнителя волластонит, представляется актуальным и востребованным на рынке.

Объектом данного исследования являются стеклопластики на основе эпоксидной смолы ЭД-20 и стеклоткани ЭЗ-200, с содержанием дисперсного волластонита, степень наполнения составляет 30-60% массовой доли (с шагом 10%).

Исследования вязкоупругих свойств стеклопластиков проводились низкочастотным акустическим методом, а в качестве основного инструмента обратный крутильный маятник. Метод является неразрушающим,

характеризуется высокой разрешающей способностью и может успешно применяться в широком интервале температур [1,2].

По результатам экспериментов определяли: динамический модуль сдвига (G') и тангенс угла механических потерь ($\text{tg } \delta$). Погрешность измерения G' для полимеров с $G' \geq 10^8$ Па составляет 3%. В том случае, когда $G' = 10^5 - 10^6$ Па, погрешность возрастает до 7%. Погрешность измерения $\text{tg } \delta$ для полимеров с $G' \geq 10^8$ Па составляет 3%.

Более высокие значения прочности при растяжении, сжатии и изгибе получены при введении волластонита, имеющего игольчатую форму кристаллов, с микроскопическим диаметром 20-30 мкм (табл. 1).

Таблица 1. Свойства композиционных материалов на основе дисперсного наполнителя волластонита.

Разрушающее напряжение, МПа:	Ненаполненная композиция	Массовая доля волластонита, %			
		30	40	50	60
при сжатии	118,7	126,2	131,0	134,1	129,7
при растяжении	64,5	73,2	71,1	65,9	62,8
при изгибе	86,4	81,4	82,3	85,4	82,6

Установлено, что с увеличением количества вводимого наполнителя от 30 до 50 мас.% наблюдается увеличение механических свойств. Введение волластонита упрочняет структуру получаемых композиционных материалов, а как следствие, и замедляет процесс термического старения полимеров.

Список литературы:

1. Калинин М.А., Насонов А.Д., Голубь П.Д., Лагуткина Е.В. Исследование вязкоупругих свойств стеклообразных полимеров на основе малеинимидного связующего // Вестник Бурятского государственного университета. Серия Химия и физика. 2011. Вып. 3. С. 247–250.
2. Насонов А.Д., Бетеньков Ф.М., Белоусов А.М., Викторов А.А. Акустическое исследование физико-механических свойств фрикционных полимерных композитных материалов // Ультразвук и термодинамические свойства вещества: сб. науч. тр. – Курск: КГУ, 2006. – Вып.33. – С. 43-47.

ИССЛЕДОВАНИЯ ВЯЗКОСТИ И ТЕМПЕРАТУРЫ ПЕРЕПЛАВА НА СТРУКТУРНУЮ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВС-МЕТАЛЛУРГИИ

Санин¹ В.В. инженер исследователь, Филонов¹ М.Р., Юхвид² В.И.

¹-Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, sanin-vitaliy@mail.ru

²-Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка

Изучение вязкостных свойств металлических расплавов занимает значительное место в разработке теории жидкого состояния вещества. Вязкость металлических расплавов связана с ее структурой и определяется межчастичным взаимодействием, поэтому ее изучение, наряду с другими физико-химическими свойствами, позволяет оценить строение металлических расплавов, природу и силы взаимодействия между компонентами в сплавах, а также связь между твердым и жидким состоянием. Экспериментальные данные по изучению влияния температуры на вязкость расплавов и их структуру крайне важны для обеспечения качества литейных заготовок.

Задача прецизионного измерения вязкости расплава особенно, актуальна для изучения свойств и создания новых высокотемпературных сплавов, предназначенных для работы в экстремальных условиях (одновременное воздействие высокой температуры и механических нагрузок) эксплуатации (на основе интерметаллидов Ni, Ti и др.). Высокая температура плавления таких сплавов, обуславливают значительные трудности при изменении их вязкости. Решение этой задачи требует создание нового аппаратного оформления и создание базы данных вязкостно-температурных зависимостей для каждой группы жаропрочных сплавов. Прецизионный контроль состояния материала на стадии плавления является актуальной научно-технической задачей. По мере повышения температур плавления сплавов эта задача еще больше усложняется.

Целью настоящей работы является создание высокотемпературного измерительного комплекса вязкости металлических расплавов (ВИК-ВМР) с возможностью проведения экспериментальных исследований в вакууме, в атмосфере инертных газов и в широком температурном интервале (до 2000 0С).

Для достижения цели в работе решались следующие задачи:

- создание компьютеризированного комплекса для измерения вязкости высокотемпературных металлических расплавов;
- экспериментальное исследование значения вязкости коммерческих сплавов для юстирования измерительного комплекса и выработки технологических рекомендаций;
- исследование влияния температуры переплава на структурную наследственность для сплава, полученного методами СВС-металлургии.

В процессе модернизации ВИК-ВМР были выполнены работы по оптимизации работы нагревательного элемента, монтаж и конфигурирование измерительного модуля ОВЕН МВ110-2А, автоматического преобразователя интерфейсов USB/RS-485 ОВЕН АС4 и графического пакета OWEN PROCESS MANAGER (OPM).

В качестве модельной исследуемой системы для калибровки показаний ВИК-ВМР был выбран никель торговой марки НП-2. Сплав хорошо изучен и имеет известную температуру плавления 1455 °С. Исходный цилиндрический образец помещался в алундовый (Al_2O_3) тигель, затем тигель помещали во внутренний объем нагревателя. После плавления, производятся измерения начальной и конечной амплитуды колебаний. Измерения температуры производили с шагом 10⁰С. Далее на основе анализа зарегистрированных данных (отклонений лазерного луча) производился расчет логарифмического декремента затухания и кинематической вязкости по 2 приближениям. Полученные данные в точности соответствовали литературным значениям.

На следующей стадии в качестве объекта исследований был выбран перспективный никелевый сплав разрабатываемый совместно ФБГУ ИСМАН и НИТУ МИСиС в рамках федеральной целевой программы. Сплав можно отнести к группе перспективных жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов никеля (NiAl) с пониженной плотностью. Данный литой сплав получен методом СВС-металлургии. Такой способ позволят получать высоколегированные сплавы с высокой степенью гомогенности и высокодисперсной структурой. Однако, невозможность получения сложного конечного изделия методом СВС-металлургии ставит задачу о дальнейшем переплаве слитков СВС-сплава. Температурный режим переплава может оказывать существенное влияние на структуру, состав и свойства исходного СВС-сплава. В литературе отсутствуют подобные исследования.

На рис.1 представлены результаты исследования зависимости кинематической вязкости жидкого сплава СВС-F10Н3 от температуры в режиме нагрева (до $T=2000$ °С). Видно, что температура плавления ($T_{пл}$) сплава составляет 1640⁰С.

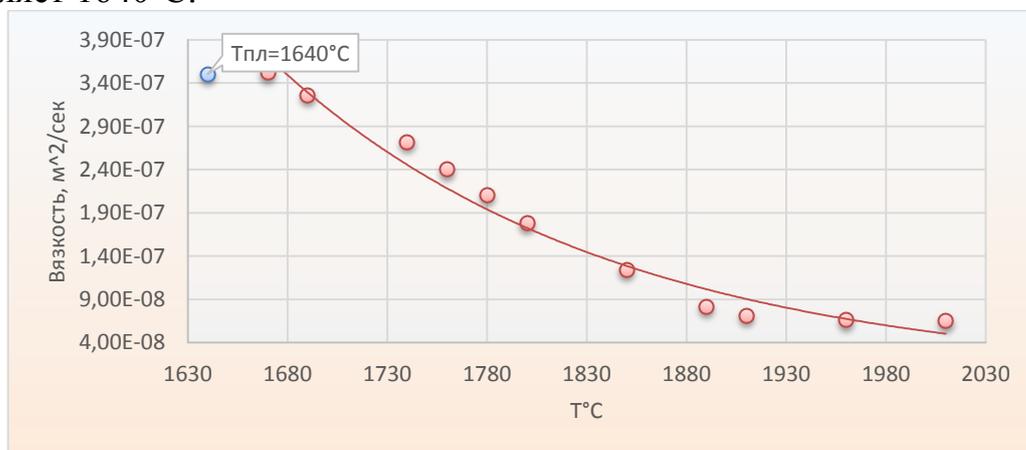


Рис.1 Зависимость кинематической вязкости жидкого сплава СВС-F10Н3 от температуры.

Согласно фазовой диаграмме эта $T_{пл}$ соответствует алюминиду никеля эквимольного состава (NiAl), что указывает на то, что матрица исследуемого сплава формируется на основе NiAl. Согласно данным рентгенофазового анализа исходный СВС-сплав содержал три фазы NiAl, $Ni_{20}Al_3B_6$ и Mo(Cr)B.

На рис.2 представлены результаты исследования микроструктуры СВС-сплава до и после переплава. Перегрев производился до трех температур $1700^{\circ}C$, $1750^{\circ}C$ и $1800^{\circ}C$ соответственно.

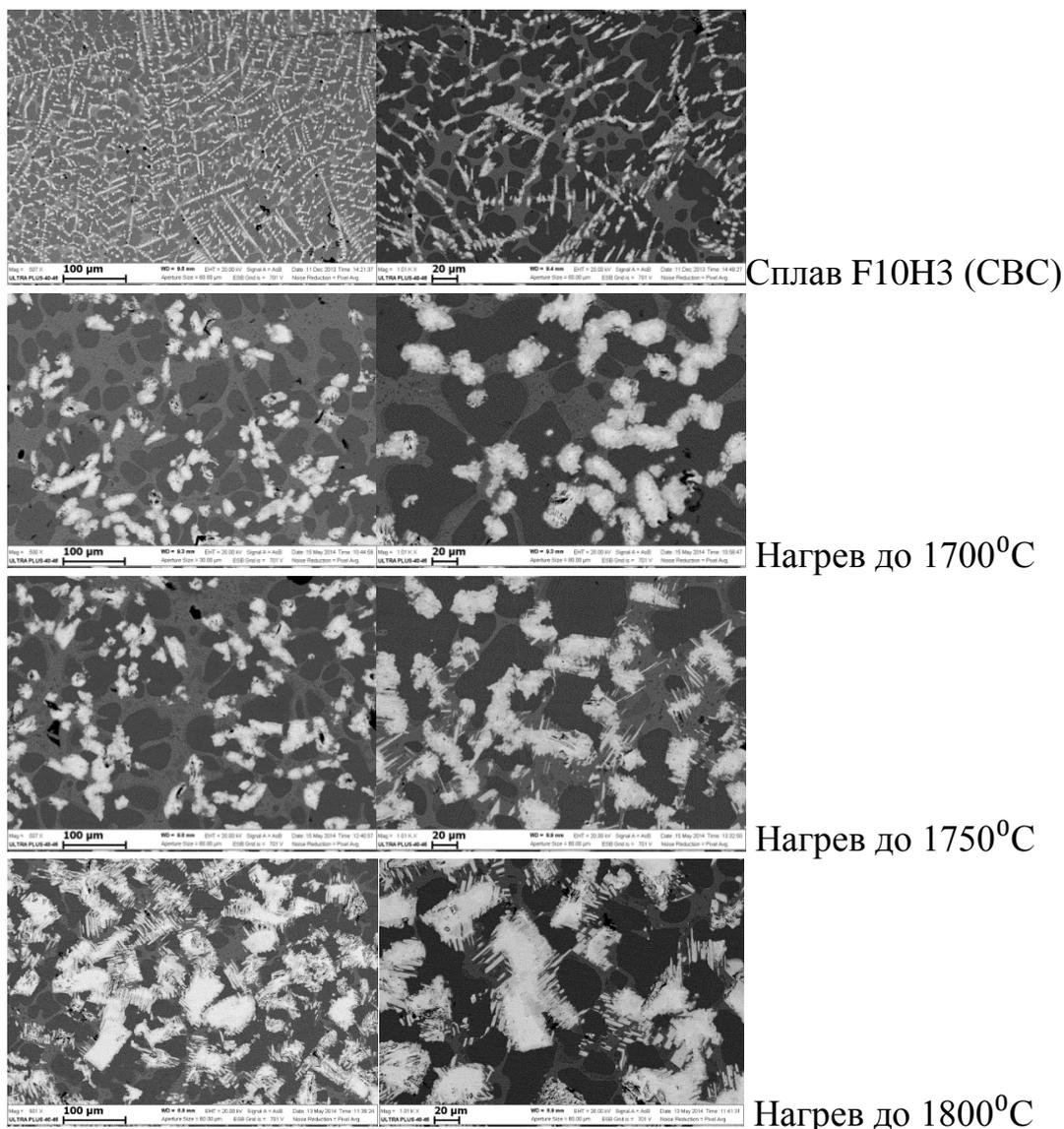


Рис. 2. Микрофотографии структур образцов сплава F10H3 до переплава (СВС) и после переплава с перегревом до 1700, 1750 и $1800^{\circ}C$.

Общим выводом по работе может служить то, что создан компьютеризированный измерительный комплекс для измерения вязкости высокотемпературных расплавов современных жаропрочных сплавов, что будет способствовать развитию и созданию новых высокотемпературных металлических материалов применяемых в авиационном и космическом двигателестроении, энергетике и машиностроении.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ СВЕРХВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОДНОФАЗНЫХ КАРБИДОВ МЕТОДОМ МА + СВС В СИСТЕМЕ ТА-ZR-C

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

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва*

Введение

Перед современной аэрокосмической промышленностью стоит проблема разработки сверхтугоплавких материалов, которые необходимы для развития авиационной и ракетной техники. Тройные карбиды тантала-циркония и тантала-гафния обладают одними из самых высоких температур плавления, известных современной науке, что стимулирует создание тугоплавких материалов на их основе. Однако, высокая температура плавления наряду с высокой химической стойкостью оксида циркония серьезно осложняет синтез однофазных тройных карбидов (Ta,Zr)C традиционными способами.

Цель работы

Для получения однофазного карбида (Ta,Zr)C максимальной температурой плавления предлагается использовать метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) тантал-циркониевого карбида с предварительным механическим активированием шихты (МА).

Методика проведения эксперимента

Исходные реагенты: порошок циркония марки ПЦрК-1, порошок тантала ТаПМ, сажа П804Т в соотношении Ta₄ZrC₅. Механическая активация проводилась в ПЦР АИР-0.015. Для исследования стадийности фазовых превращений в волне горения применялся метод закалки волны горения.

Для изучения фазового состава продуктов реакции применялся метод РФА с использованием монохроматического $Cu K_{\alpha}$ -излучения.

Компактные керамические образцы были получены методом силового СВС-компактирования.

Микротвердость керамических образцов была измерена с помощью микротвердометра ПМТЗ.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

В результате МА образуются агломераты размером 200-300 мкм. Экспериментально показано, что взаимодействие в режиме горения в данной системе начинается при времени МА в 3 и более минут (рисунок 1). Смесь после МА в течение 3 минут в результате локального теплового инициирования сгорела в стационарном режиме. Смесь после 5 минут МА на первой стадии увеличения начальной температуры саморазогрелась до температуры выше 1000 К и процесс горения прошел в режиме теплового

взрыва (таблица 1).

Таблица 1. Влияние времени МА и начальной температуры на параметры горения.

Время МА, мин	T ₀ , К	T _{разогрева} , К	U _г , мм/с	T _г , К
3	298	-	1.4	1860
	373	480	0.86	2085
	398	625	0.9	1958
	578	668	0.95	1903
	718	725	0.97	1881
5	298	-	2,2	2011
	398	1050	Тепловой взрыв	2025

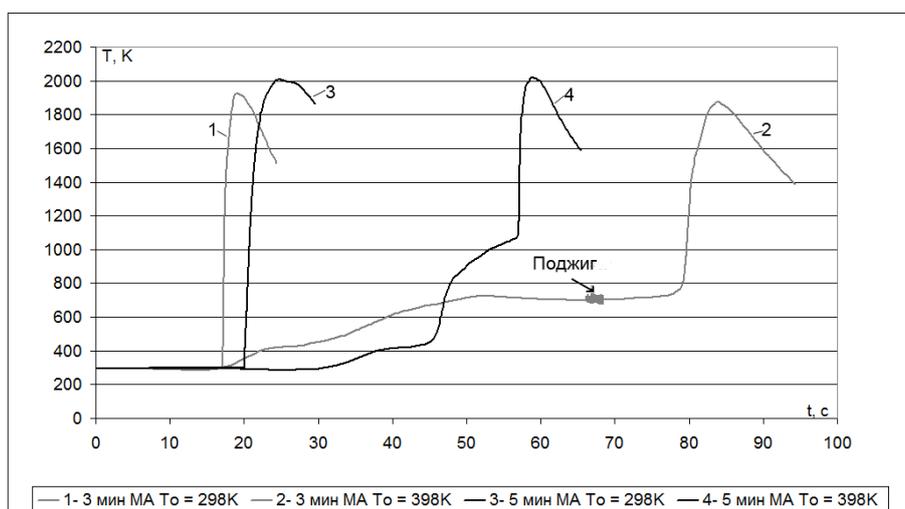


Рис.1. Профиль волны горения в смеси Ta-Zr-C.Время МА 3 и 5 мин.

Результаты РФА зоны дореагирования показали присутствие 3 фаз: ~55% TaC с параметром решетки 0,4455 нм; ~33% (Ta,Zr)C с параметром 0,4489 нм (соответствует 14,0% Zr в карбиде); 1-2% Ta₂C. Из-за высокой скорости охлаждения образцов диффузионные процессы проходят в них не до конца. Однако, по результатам РФА (Рис. 2) установлено, что продукты синтеза, полученные по технологии СВС- компактирования являются однофазным твердым раствором (Ta,Zr)C с параметром решетки 0,4479 нм. Это соответствует 10-11% Zr в карбиде. Микроструктура компактного продукта приведена на рисунке 3. Микротвердость однофазного карбида (Ta,Zr)C составила 15,1 ГПа.

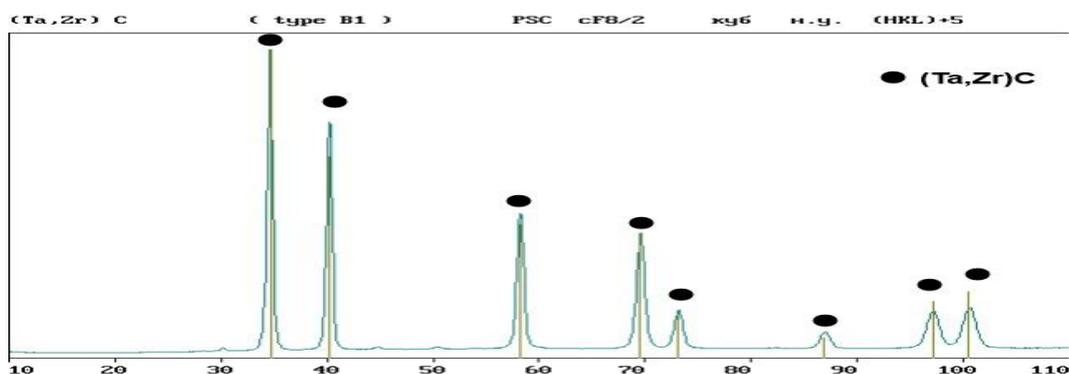


Рис.2. Рентгенограмма продукта синтеза МА смеси (время МА- 5 минут).

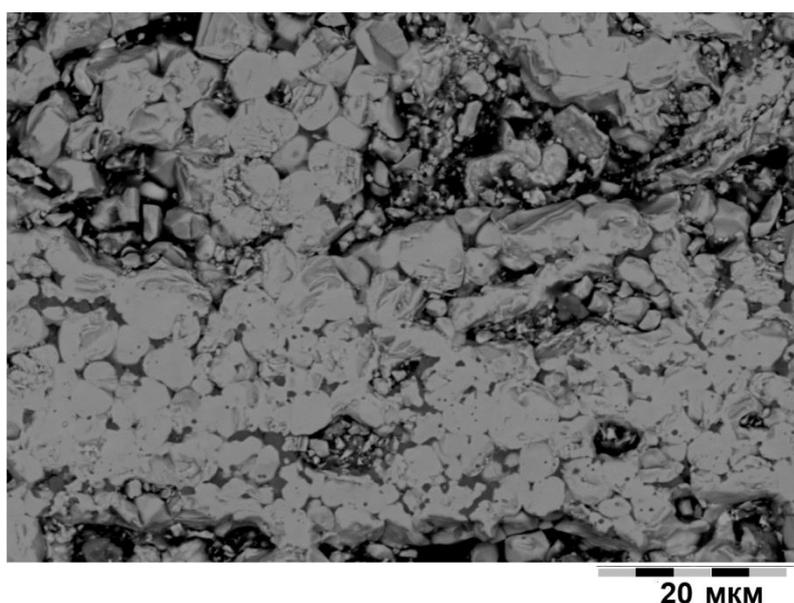


Рис.3. Микроструктура сгоревшего образца Ta-Zr-C.

По результатам проведенного исследования можно сделать следующие выводы.

1. Проведено изучение макрокинетических особенностей СВС в системе Ta-Zr-C. Установлено, что инициация горения шихты возможна при ее активации в течение 3 и более минут. Определены зависимости скорости горения и температуры МА смесей от начальной температуры T_0 . Изучено явление саморазогрева МА смесей в атмосфере аргона при $T_0 > 380\text{K}$. Данное явление обусловлено окислением частиц циркония адсорбированным на их поверхности кислородом.

2. Проведено изучение динамики структурных превращений с помощью метода закалки фронта горения. Установлено, что первоначально в зоне горения происходит образование простых карбидов TaC и ZrC, а ближе к зоне догорания появляется двойной карбид (Ta,Zr)C. Однофазный карбид (Ta,Zr)C с параметром решетки 0,4479 нм получен по технологии силового СВС – компактирования. Твердость данного карбида составила 15,1 ГПа.

ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТЬ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ГОРЕНИЯ ГРАНУЛИРОВАННОЙ СМЕСИ $5\text{Ti}+3\text{Si}$ В ПОТОКЕ АЗОТА

Тарасов А.Г. молодой ученый, Сеплярский Б.С., Студеникин И.А.

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

Проведенные нами ранее экспериментальные исследования закономерностей горения гранулированной и порошковой смеси $2\text{Ti}+\text{C}$ в спутном потоке азота и аргона показали, что гранулирование порошковой смеси (макроструктурирование засыпки) имеет принципиальное значение для закономерностей горения [1-3]. Данная работа является продолжением серии этих работ. Однако, в отличие от [1-3] в данной работе применялись гранулированные смеси на основе Ti и Si . Соотношение между титаном и кремнием было выбрано в расчете на самое тугоплавкое соединение, - Ti_5Si_3 ($T_{\text{пл}}=2130^\circ\text{C}$ [4]). Следует отметить, что с практической точки зрения, интерес к продуктам в тройной системе: титан-кремний-азот состоит в возможности синтеза в режиме горения перспективного износостойкого материала для нанесения сверхтвёрдых покрытий. С научной точки зрения, интерес к исследованию данной системы состоит в возможности экспериментального установления закономерностей горения гранулированной системы, в которой возможно одновременное протекание нескольких конкурирующих реакций, так как оба твердых реагента, так же как и продукты реакций оказываются способны взаимодействовать как между собой, так и с газом. В частности, для порошковых составов из литературных данных [5-7] известны следующие реакции, протекающие в режиме горения: твердое-твердое: $5\text{Ti}+3\text{Si}$; $\text{Ti}+\text{Si}_3\text{N}_4$ [6]; твердое-газ: $\text{Ti}+\text{N}_2$; $3\text{Si}+2\text{N}_2$; $\text{Ti}_5\text{Si}_3+\text{N}_2$ [7].

В данной работе нами было проведено экспериментальное исследование закономерностей горения гранулированной смеси титана с кремнием, помещенной в кварцевую трубку, при продуве засыпки азотом. Для приготовления шихты использовался порошок титана, марки ПТОМ и кремния марки КР-00. Измельчение кремния проводилось в шаровой мельнице. Гранулирование составов проводилось по следующей схеме: смешение жидкой и твердой фаз, агломерация порошков с последующим окатыванием агломератов и упрочнений связей между частицами при удалении жидкой фазы. На процесс горения воздействовали специально созданным перепадом давления вдоль засыпки путем изменения давления на одном из торцов реакционной ячейки. Для экспериментов использовался газ - азот, марки чистый.

Для сжигания использовались навески исходной смеси массой $9,00 \pm 0,01$ г. Поток газа (спутная фильтрация) обеспечивался наличием фиксированного перепада давлений на входе и выходе из трубки, не превышавшего 1 атм. Показано, что в зависимости от давления азота можно реализовать как одно- так и двух- фронтную структуру в волне горения. Зависимость скоростей

горения первого и второго фронтов от давления азота на верхнем торце представлена на рис.1., на нижнем торце давление составляло 1,0 атм

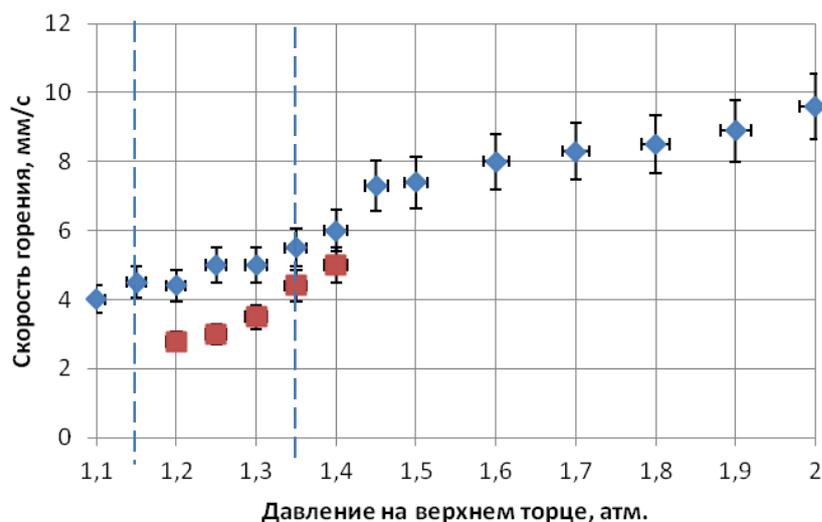


Рис.1. Зависимость скоростей распространения фронтов горения от давления на верхнем торце. Штриховыми линиями обозначена область, внутри которой при горении состава наблюдалось два фронта.

Исследовалась последовательность превращений при горении гранулированной смеси в потоке азота. Показано, несмотря на то, что в интервале давлений от 1,2 атм до 1,4 атм на видеозаписях процесса присутствуют два фронта, а при давлении большем 1,5 атм только один, - последовательность превращений остается неизменной. Сначала протекает взаимодействие между твердыми компонентами, а лишь затем идет азотирование силицида титана. В частности, при горении с двухфронтной структурой гранулированной смеси в потоке азота, нами предположена следующая последовательность превращений:

1. В первом фронте $5\text{Ti} + 3\text{Si} \rightarrow \text{Ti}_5\text{Si}_3$.
2. Во втором фронте $\text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{N}_2 \rightarrow \text{TiN} + \text{TiSi}_2 + \text{Ti}_5\text{Si}_3$ (остаточный).
3. Объёмное азотирование при остывании $\text{TiSi}_2 + \text{N}_2 \rightarrow \text{TiN} + 2\text{Si}$.

Список литературы:

1. Сеплярский Б.С., Брауэр Г.Б., Тарасов А.Г. Закономерности горения "безгазовой" системы $\text{Ti} + 0,5\text{C}$ в спутном потоке азота // ФГВ, №3, 2011, с. 52-59.
2. A. G. Tarasov, B. S. Seplyarskii, R. A. Kochetkov, and Yu. N. Barinov Combustion of Granulated $\text{Ti} + 0,5\text{C}$ Mixtures in Nitrogen Coflow: Influence of Hydrogen Impurity in Titanium // International Journal of Self Propagating High Temperature Synthesis, 2014, Vol. 23, No. 3, pp. 169–170.
3. Сеплярский Б.С., Тарасов А.Г., Кочетков Р.А. Экспериментальное исследование горения "безгазового" гранулированного состава $\text{Ti} + 0,5\text{C}$ в спутном потоке аргона и азота // ФГВ, № 5, 2013.

4. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: Лякишев Н.П. (ред.) М: Машиностроение 2000г., Том 3 книга 2.
5. Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза Левашов Е.А., Рогачев А.С., Курбаткина В.В., Максимов Ю.М., Юхвид В.И. МИСИС 2011 г.
6. А. Э. Григорян, А. С. Рогачев Горение титана с неметаллическими нитридами ФГВ 2001 год, № 2, с. 51-56.
7. Г. А. Нерсисян, Х. В. Манукян и С. Л. Харатян использование силицидов титана в качестве исходных реагентов при СВ-синтезе керамических композиционных порошков TiN/Si₃N₄// Химический журнал Армении 56, №1-2, 2003 с. 15-28.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 12-08-01161_a.

ПОРИСТЫЙ МАТЕРИАЛ С ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРОЙ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ТИТАНА

Шустов В.С. молодой ученый, Уваров В.И., Алымов М.И.

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

В настоящее время выпускаются самые разнообразные пористые изделия с целью снижения теплопроводности, повышения газо- и жидкостной проницаемости и увеличения внутренней поверхности порового пространства для возможности пропитки. Подобные материалы находят применение во многих областях техники. Особым преимуществом керамических фильтров по сравнению с органическими полимерными является возможность их регенерирования путем термообработки или промывки кислотами либо другими растворителями. Свойства пористой керамики и металлокерамики зависят от вида исходного материала, пористости и структуры изделия. Характеристиками структуры являются общая, открытая и закрытая пористость, проницаемость, величина пор и их распределение по размерам, форма пор, удельная поверхность. Из указанных показателей структуры важнейшие - это пористость и размер пор. Изготовление пористой керамики с высокой и особенно сверхвысокой пористостью требует применения специальных приемов и процессов. Одним из таких процессов является синтез высокопористых материалов в вакууме.

В данной работе получен пористый материал с градиентной пористой структурой консолидацией порошков прессованием и последующей их термообработкой. Преимуществом такого материала помимо возможности их

регенерирования путем термообработки, промывки кислотами либо другими растворителями, служит также возможность регенерирования с помощью обратного тока жидкости или газа. За основу пористого материала, который может быть использован в качестве фильтров, был взят карбид титана, что обусловлено его высокой температурой окисления ($\sim 1000^\circ\text{C}$), устойчивостью к воздействию агрессивных жидкостей и газов, низкой плотностью.

Градиентный фильтрующий материал получали в два этапа. Сначала проводилось формование на гидравлическом прессе при давлении ~ 75 МПа и спекание в вакууме 10^{-7} Па при 1250°C высокопористой подложки из смеси порошков 7,5 масс.% никеля ПНК-УТ-1 и 2,5 масс.% молибдена ПМ99,5 и 90 масс.% грубодисперсного порошка карбида титана фракцией менее 56 мкм, полученного методом плавления в электродуговой печи расходного электрода в графитовом тигле с его последующим дроблением и рассевом. Далее создавался селективный фильтрующий тонкопористый слой. Для этого на уже спеченную подложку наносили методом spin-coating суспензию частиц порошка карбида титана, полученного гидридно-кальциевым методом, со средним размером частиц 130 нм (расчетом из удельной поверхности) и раствора поливинилового спирта с добавлением 50 масс.% никеля и 25 масс.% молибдена и далее подвергали образец термообработке при 1250°C в вакууме.

Рентгенограммы порошков карбида титана и РЭМ-фотографии частиц представлены на рисунках 1 и 2. В результате получили образец в виде таблетки диаметром 38,0 мм, высотой 5,5 мм и относительной плотностью около 61% достаточно прочный для манипулирования с ним. На растровом электронном микроскопе была исследована микроструктура полученного пористого образца (рис. 3, 4).

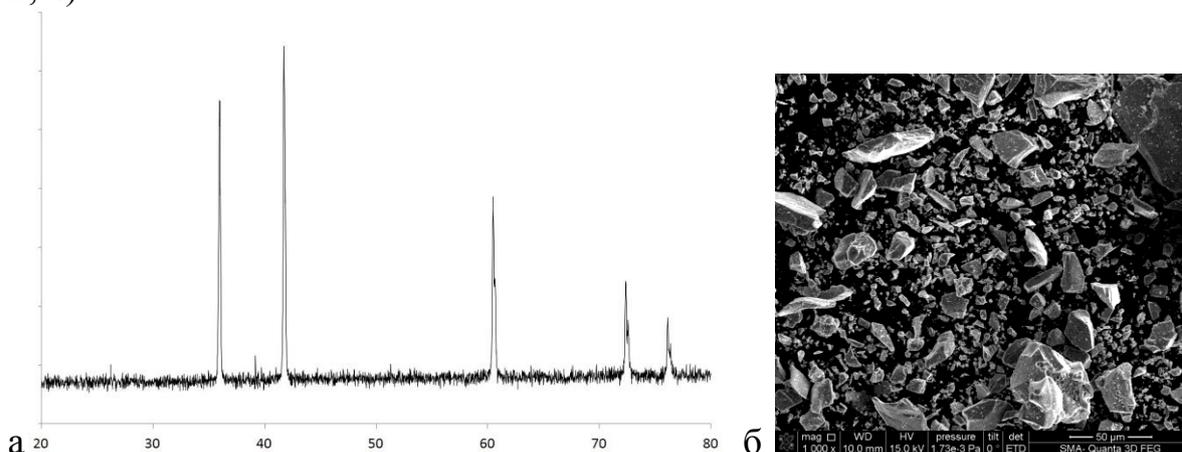


Рис.1. Рентгенограмма (а) и РЭМ-фотография (б) порошка карбида титана, полученного методом плавления в электродуговой печи расходного электрода в графитовом тигле с его последующим дроблением.

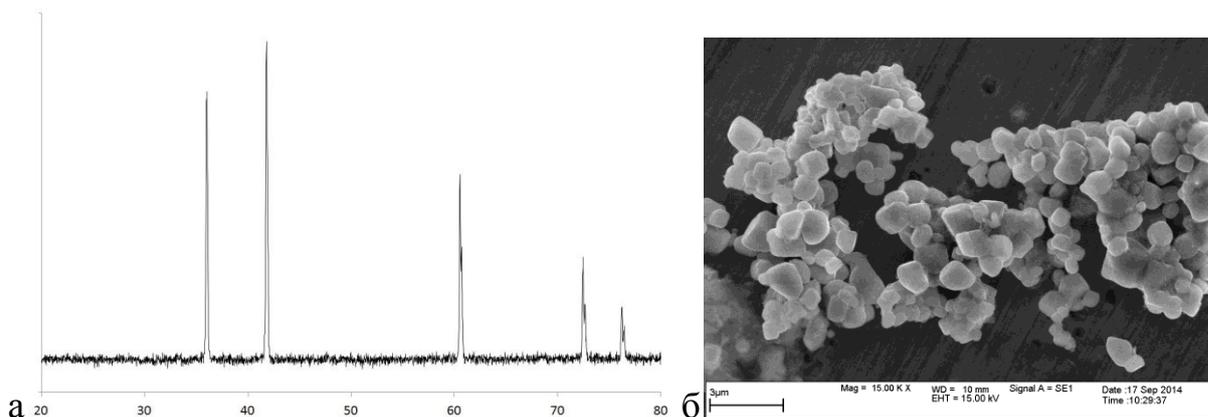


Рис.2. Рентгенограмма (а) и РЭМ-фотография (б) порошка карбида титана, полученного гидридно-кальциевым методом.

Нанесения селективного фильтрующего слоя позволяет создать структуру с высокой эффективностью улавливания высокодисперсных загрязнений.

Применяемые в работе порошки обладали хорошей способностью к смешиванию благодаря развитой форме и большой удельной поверхности. Поэтому смешение порошков проводилось вручную в керамической ступке.

Важнейшей характеристикой пористых материалов помимо пористости и величины пор является также их проницаемость. Проницаемость керамических материалов, как правило, характеризуют коэффициентом газопроницаемости, который является более стабильной величиной, нежели коэффициент проницаемости жидкостей, меняющийся во времени даже при наличии постоянной разности давления.



Рис.3 Микрофотография разреза приповерхностной области образца.

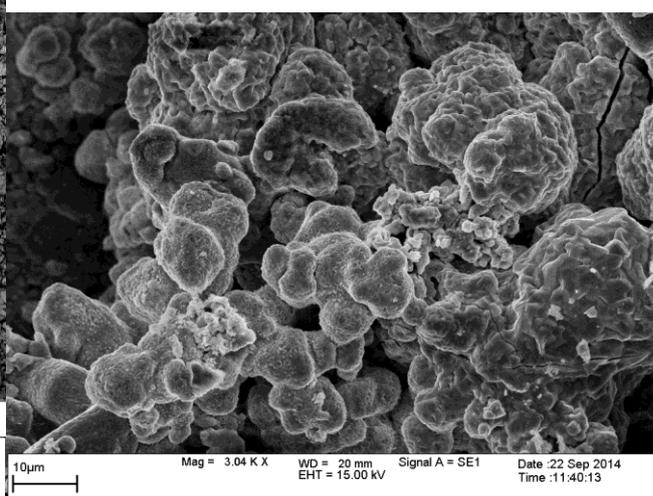


Рис.4 Микрофотография внутреннего объема спекленного образца.

Практически коэффициент проницаемости K рассчитывают по следующему уравнению:

$$K = \mu h V \times 2P / (S \tau \times (P_1^2 - P_2^2)) \text{ Пм (перм)}, \quad (1)$$

где V – объем газа, проходящего через испытуемый образец в см^3 ; h – высота образца в см ; S – площадь образца в см^2 ; μ – вязкость газа в пз ; τ – время в сек ; P – давление, при котором определяется объем газа в $\text{дин}/\text{см}^2$; P_1 и P_2 – давление газа соответственно до образца и после образца в $\text{дин}/\text{см}^2$. Определение размера пор в образцах проводилось методом «пузырька» (ГОСТ Р 50516-93. Мембраны полимерные, метод определения точки пузырька плоских мембран).

В результате было получено, что образец без нанесения селективного слоя имел максимальный размер пор порядка 0,46 мкм и газовую проницаемость 5,7 нПм при перепаде давления 0,5 атм. Образец с нанесенным селективным слоем имел максимальный размер пор 320 мкм и газовую проницаемость 4,1 нПм при перепаде давления 0,5 атм. Расход воды при перепаде давления 0,5 атм на фильтре с градиентной структурой составлял 3 л/(ч \times см 2). Расход газа при перепаде давления 0,5 атм на фильтре с градиентной структурой составлял около 19 л/(мин \times см 2).

Список литературы:

1. Боровинская И.П., Мержанов А.Г., Уваров В.И. Капиллярно-пористые СВС-материалы для фильтрации жидкостей и газов // Наука-производству. 2001. № 10. С. 28-32.
2. Уваров В.И., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Способ получения пористого материала и материал, полученный этим способом // Патент Российской Федерации № 2175904. 2011. Бюл. № 32.

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТОДАМИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ СТОЙКИХ К УДАРНО-АБРАЗИВНОМУ ИЗНОСУ

Шишкин Т.А. молодой ученый

ФГБУН ИСМАН, smaimbrik@mail.ru

Композиционные многослойные материалы из конструкционных и износостойких сталей сочетают в себе свойства конструкционных сталей и высокую прочность износостойких сталей. Такие материалы могут быть востребованы в различных областях машиностроения, таких как сельхозмашиностроение для получения инструмента и изготовления рабочих органов почвообрабатывающих машин, экскаваторов и других горнодобывающих машин от абразивного и ударно абразивного износа. При сочетании в композиционном материале броневых и высокопрочных сталей

возможно получить бронепреграду для защиты бронетехники и личного состава.

Для получения композиционного материала с необходимыми свойствами выбраны в качестве лицевого слоя инструментальные модифицированные стали, обеспечивающие после закалки высокую твёрдость. В качестве тыльного слоя используются углеродистые и низколегированные высокопрочные стали, которые имеют твёрдость после закалки ниже твёрдости лицевого слоя. Эти материалы в отожженном состоянии или состоянии поставки отличаются повышенной твёрдостью, низкой ударной вязкостью, склонностью к образованию трещин при деформации, чувствительностью к концентраторам напряжения. Они плохо свариваются методами сварки давлением и плавлением. В связи с этим затруднено получение многослойных материалов с качественной границей раздела традиционными методами прокатки и наплавки.

Чтобы получить композиционный материал со слоем из износостойких инструментальных сталей и слоем из углеродистых и низколегированных сталей был создан комбинированный способ: сварка взрывом + горячая пакетная прокатка. При помощи сварки взрывом производится модификация поверхностей износостойких и конструкционных сталей путем плакирования на них тонкого слоя низкоуглеродистой стали. Затем из полученных двухслойных заготовок собирается пакет так, чтобы при горячей прокатке пакета соединение происходило между слоями из малоуглеродистой стали. Наличие на поверхности инструментальной стали слоя малоуглеродистой стали позволяет при сборке пакета произвести надёжную его герметизацию электродуговой сваркой. Конструкция пакета предусматривала сварку слоёв низкоуглеродистой стали при горячей прокатке и герметизацию пакета наложением сварочного шва, герметизирующего пакет, на поверхность плакирующего слоя износостойкой стали.

После полученные трёхслойные листы из инструментальной, малоуглеродистой и низколегированной стали подвергались различным технологическим операциям (гибке, сварке и т.п.), которые показали возможность изготовления деталей машин без разрушения полученного соединения, включая термическую обработку - закалку на заданную твёрдость каждого слоя.

На примере использования комбинированных технологий сварка взрывом + горячая пакетная прокатка показаны возможности промышленного производства многослойных материалов из трудносвариваемых сталей для получения износостойких и ударостойких биметаллов и исследовано качество биметалла на всех стадиях производства.

Разработанная технология соединяет в себе преимущества сварки взрывом, которая обеспечивает прочное соединение трудносвариваемых сталей с малоуглеродистой сталью, высокопроизводительную сварку в процессе пакетной прокатки, а так же воздействие высокочастотной закалки на лицевой слой полученных биметаллических пакетов.

По комбинированной технологии была изготовлена промышленная партия биметалла марки ХВГ+08кп+45ХСНМА для бронирования автотранспорта. Размеры исходных заготовок для лицевого слоя 16x290x2000 мм, для тыльного 45x280x2000 мм. Размеры готового листа 9,5x900x1900 мм. Испытания на бронестойкость, проведенные в ЗАО "Форт Технология" показали, что бронелист обеспечивает повышение бронестойкости в 1,65 раза по сравнению с монолистом из броневой стали тыльного слоя при следующих условиях испытания: пуля Б-32, патрон 7-БЗ-3, калибр 7,62 мм; пуля патрона СТ-М2, калибр 7,62 мм; пуля Р80; скорость 815-840 м/с, расстояние 10 м.

Заключение: комбинированная технология (сварка взрывом + горячая пакетная прокатка) обеспечивает получение биметалла с высокими прочностными свойствами и бездефектной структурой соединения.

О СТАБИЛЬНОСТИ ПРОЦЕССА СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЛИСТАХ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИССЛЕДОВАНИЯ ВОЛНООБРАЗОВАНИЯ

*Первухина¹ О.Л., Шишкин¹ Т.А., Денисов¹ И.В. молодой ученый,
Первухин² Л.Б.*

*¹-Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, г.Черноголовка*

²- ООО «Битруб Интернэшнл», г.Красноармейск

Двухслойные крупногабаритные листы и заготовки, получаемые методом сварки взрывом, применяются при изготовлении изделий, которые должны длительно (свыше 30 лет) работать в условиях одновременного воздействия агрессивной среды, высокого давления, температуры и других факторов. В связи с этим необходимо обеспечить высокую и стабильную прочность соединения слоёв по всей поверхности двухслойного листа площадью от 6-25 м². Следует отметить, что сварка взрывом осуществляется на открытых площадках круглогодично и на эти показатели влияют многие факторы: стабильность детонации крупногабаритного плоского заряда взрывчатого вещества при различной температуре и влажности окружающего воздуха, равномерность сварочного зазора, гомогенность опоры, температуры свариваемых материалов и т.п.

В связи с этим при изготовлении партии двухслойных листов марки 09Г2С+ВТ1-0 размерами 31,5(26+5,5)x3300x3700 мм при температуре ниже минус 15 °С провели исследования стабильности процесса сварки взрывом по следующей методике.

После сварки взрывом двухслойные листы подвергались ультразвуковому контролю сплошности соединения, термообработке и холодной правке на вальцах, затем производился повторный контроль сплошности соединения. Затем от листа вдоль направления сварки отрезали гидроабразивной резкой образцы шириной 25 мм и 100 мм, из которых изготавливали макрошлифы для исследования волновой структуры соединения. Для исследования волновой структуры соединения макрошлиф разбивался на участки длиной 100 мм, на которых с помощью лупы Бринеля при увеличении 24 измерялась высота и длина волн (6-8 волн). На график наносили минимальное и максимальное значение размеров волн на каждом участке. Исследования микроструктуры проводились по стандартной методике, испытания прочности соединения по ТУ 27.81.09.009-2005. Результаты измерения волн сравнивали с экспериментальными данными по деформации основного и плакирующего слоёв в процессе сварки взрывом (Рисунок 1).

Исследование волновой структуры показало, что стабильное волнообразование наблюдается по всей длине шлифа, в том числе и в начале процесса сварки. В волновой структуре соединения можно выделить три зоны. В первой зоне от 0-2000 мм высота волн колеблется в пределах от 0,09 до 0,21 мм, длина волн от 0,9-1,3 мм. При этом в пределах каждого участка колебания длины волны значительны, что связано с тем, что плоскость шлифа перерезает волну под разными углами. В тоже время на высоте волны это не сказывается. Вторая зона соответствует началу заметной пластической деформации удлинения основного и листа, которая начинается после прохождения процессом 70-80% длины листа. В этой зоне размеры волн возрастают длина до 1,4 мм, высота до 0,25 мм. Протяжённость третьей зоны 200-250 мм, размеры волн в этой зоне заметно снижаются. Эта зона соответствует резкому повышению деформации удлинения. Прочность соединения на отрыв колеблется в пределах 210-350 МПа.

В результате исследования волновой структуры соединения, микроструктуры и прочности соединения слоёв на отрыв показано, что технология производства крупногабаритных двухслойных листов сваркой взрывом обеспечивает стабильность процесса сварки взрывом по всей поверхности соединения. В случае отсутствия дефектов сплошности соединения по данным ультразвукового контроля правомерно относить результаты испытаний прочности соединения на образцах отобранных из конечных участков крупногабаритного листа на всю его поверхность.

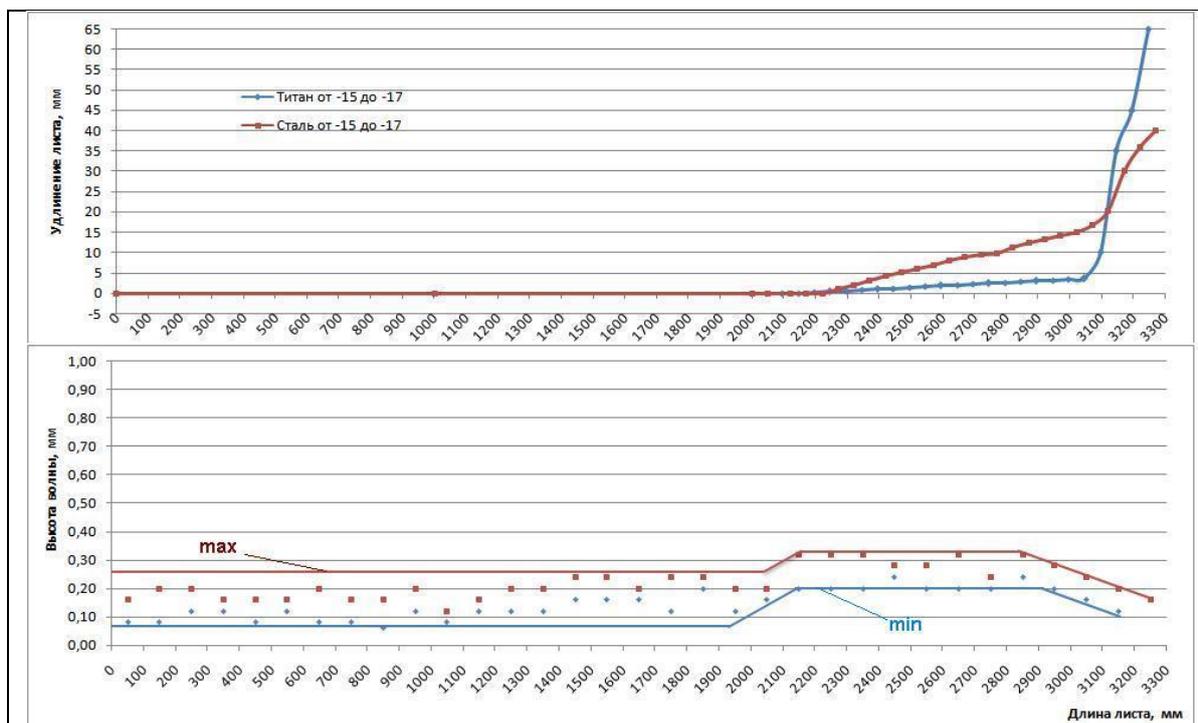


Рис.1. Изменение размеров волн в соединении по длине макрошлифа из двухслойного листа марки 09Г2С+ВТ1-0 размерами 30(25+5)х3200х3600 мм и деформаций удлинения основного и плакирующего слоя.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ РАСПЫЛИТЕЛЬНОГО ПИРОЛИЗА

*Суворов Д.С. студент, Юдин А.Г., Хайдаров Б.Б., Шатрова Н.В.,
Кузнецов Д.В.*

*ФГАОУ ВПО Национальный Исследовательский Технологический
Университет Московский институт стали и сплавов,
suvorov8225@yandex.ru*

Кобальт – металл, который имеет довольно широкое применение в современном мире. У металлов, находящихся в наноструктурном состоянии, значение удельной поверхности значительно превосходит тот же показатель металлов в массивном состоянии. Была поставлена задача получения наноструктурного оксида кобальта и металлического кобальта, а так же его дальнейшего исследования.

В исследовании для получения образцов используется метод пиролиза ультразвуковых аэрозолей, т.е. ультразвуковое распыление с последующим пиролизом солей кобальта. Используется 10 % раствор соли, что способствует

наилучшим значениям удельной поверхности и хорошей выработке конечного продукта. В ходе работы были получены порошки оксида кобальта при температурах в интервале от 700 до 1100 °С с шагом 100 °С, представляющие собой полые микросферы, стенки которых состоят из наноразмерных частиц. Размер микросфер зависит от температуры синтеза и температуры последующей термической обработки.

Методами рентгеновской дифракции и электронной микроскопии были изучены морфология и дисперсность образцов. Методом термогравиметрии была исследована зависимость содержания остаточной соли в полученных образцах от температуры синтеза. Установлено, что наименьшее содержание остаточной соли удается получить при температурах синтеза выше 900 °С, однако дисперсность данных образцов значительно уменьшается.

Образцы металлического кобальта, полученные в интервале от 700 до 1100 °С с шагом 100 °С, были получены методом термического восстановления при температуре 300 °С и исследованы такими же методами, что и оксиды.

Выполнив исследование наноструктурного материала на основе кобальта, можно сделать вывод о том, что метод пиролиза ультразвуковых аэрозолей является перспективным для получения дисперсных порошков с целью их дальнейшего эффективного использования в различных областях.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОНЕНТОВ ТЕРМОБИМЕТАЛЛА ЛАТУНЬ-ИНВАР ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

Богданов¹ А.С. магистрант, Сайков² И.В.

¹-Алтайский государственный технический университет им.И.И.

Ползунова, Барнаул, alexandr-bogdanov@mail.ru

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

В последние годы большой интерес исследователей в области физического материаловедения вызывают композиционные материалы, к которым можно отнести биметаллы, полученные сваркой взрывом (СВ). Метод СВ может быть использован для соединения металлов и сплавов, в том числе, и с резко различающимися свойствами, например, таких как латунь – инвар [1].

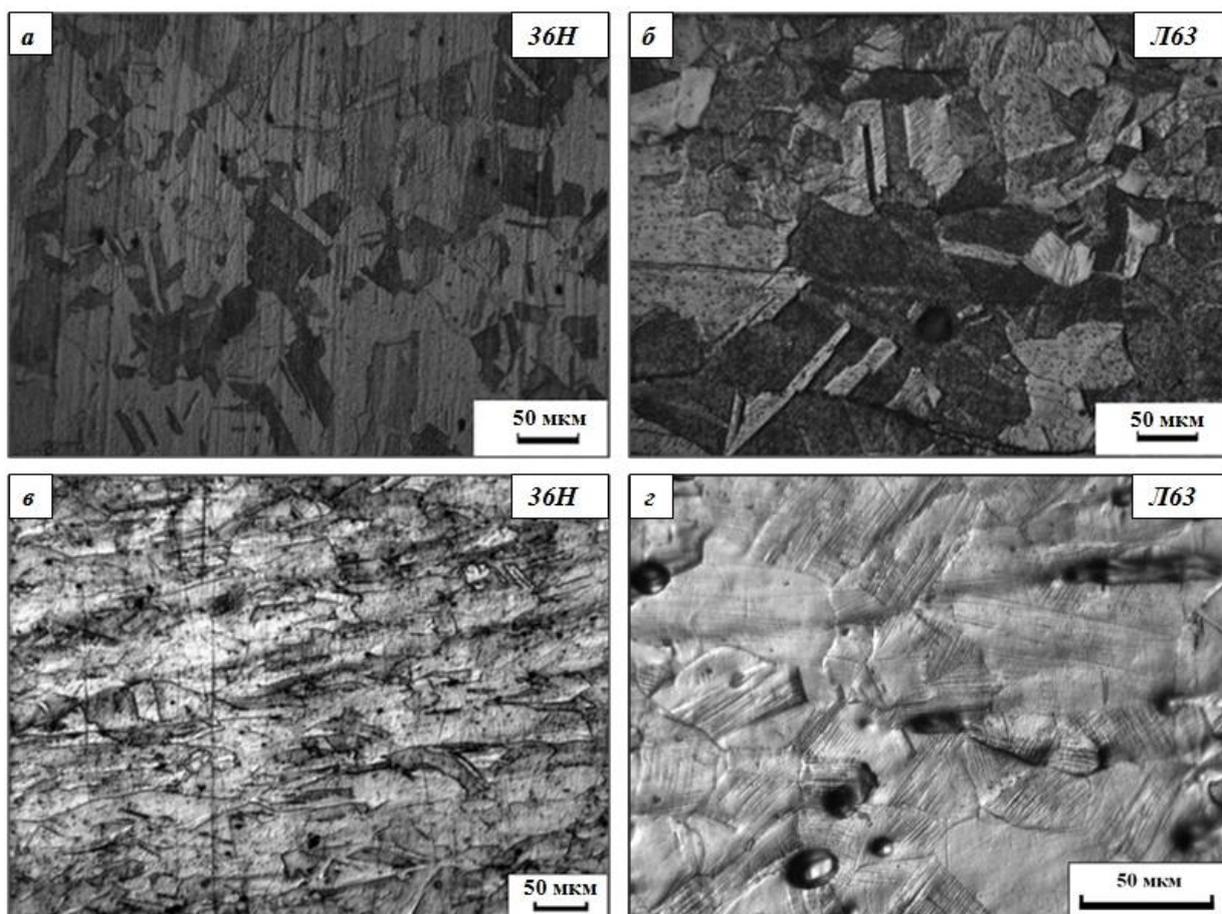


Рис. 1. Микроструктура протравленной поверхности инвара (36Н) и латуни (Л63) в исходном состоянии: а,б; после сварки взрывом: в,г.

В процессе СВ пластическая деформация приводит к формированию в металлах линий скольжения и двойников.

Структура инвара 36Н (Fe - 64%, Ni - 36%) характеризуется немного удлинёнными зёрнами, а также большим количеством двойников, вероятно, вызванных в процессе холодной прокатки (рис. 1а). После сварки (рис. 1в) структура имеет более вытянутые в направлении детонации зёрна, достигающие 150 мкм.

Двухкомпонентный сплав Л63 (Cu - 63%, Zn - 37%) имеет преимущественно однофазную структуру. На рисунке 1б микроструктура α-латуни имеет зернистое строение с большим количеством двойников. После травления вследствие анизотропии кристаллов, зёрна проявляются в различной цветовой окраске. В основном двойники прорастают на весь диаметр кристаллитов и заканчиваются на границе зёрна (ГЗ).

При металлографическом исследовании в структуре латуни после СВ обнаружены как фрагментированные структуры деформационного происхождения (полосовые структуры), так и двойникование (рис. 1г). Параллельные полосы во внутренних объёмах отдельных зёрен, вероятно, обусловлены эффектом пластической деформации.

Сварное соединение было рассмотрено в протравленном виде с целью выявления микроструктуры, а также присутствия дефектов. Повышенная

скорость травления наблюдалась непосредственно на границе и в околошовной зоне. Характерной особенностью является наличие множества мелких рекристаллизованных зерен, находящихся только в узкой области около границы раздела.

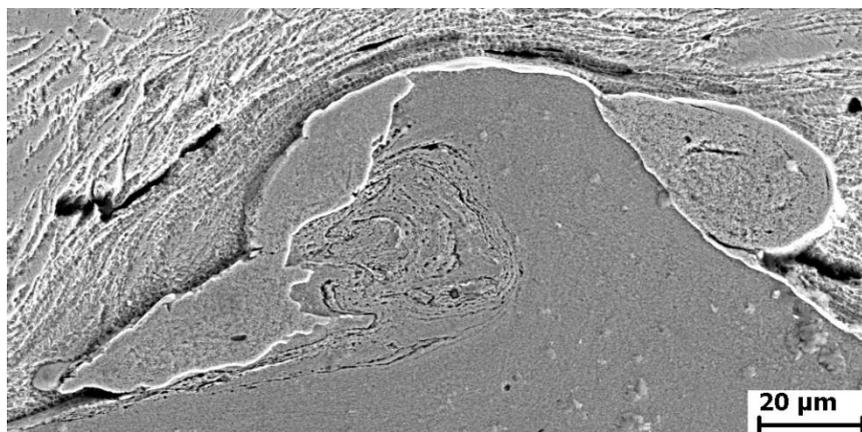


Рис. 2. Типичная микроструктура термобиметалла Л63-36Н после СВ.

Область соединения сплавов представляет собой волнообразную контактную границу, на которой присутствуют локально распределенные зоны вихреобразования и расплавов металлов (рис. 2). Вдоль всей поверхности раздела отсутствуют дефекты нарушения сплошности соединения.

Вблизи границы раздела, материалы характеризуются мелкозернистой структурой и высокой степенью пластической деформации. Уменьшение размера зерен происходит за счет процессов рекристаллизации и двойникования.

Для определения прочностных характеристик термобиметалла проводились измерения микротвердости по Виккерсу (HV). Для сплавов инвара и латуни в состоянии поставки среднее значение микротвердости составило 219 HV и 148 HV соответственно; после сварки взрывом у биметалла наблюдалось повышение микротвердости: у инвара 282 HV и 222 HV у латуни. В зоне соединения значение составило 309 HV. Было выявлено незначительное снижение твердости с увеличением расстояния от границы соединения. Причина может быть связана с частичной рекристаллизацией зерен в области сварки.

Таким образом, высокоскоростное соударение пластин при сварке взрывом, обуславливает не только соединение компонентов термобиметалла, но и оказывает влияние на размер, форму и параметры границ зерен. Благодаря полученным данным, изменяя параметры СВ и последующей обработки, можно целенаправленно управлять структурой ГЗ и структурой материалов в целом.

Список литературы:

1. O.L. Pervukhina, I.V. Saikov, A.Yu. Malakhov, I.V. Denisov, A.I. Zaitsev, I.A. Korms, A.V. Knyazev, O.G. Chernyshev, and A.A. Bykov TB 1353 (TB 130/17) clad metal by explosive welding/rolling technique / Book of abstracts

РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТА ДИНАМИЧЕСКОЙ САМОДИФФУЗИИ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПОСЛЕ РАДИАЦИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА

Маркидонов А.В. молодой ученый, Смирнова М.В.

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

При современном уровне развития атомной промышленности, ядерной энергетики и космической техники возрастает потребность в радиационноустойчивых материалах, выдерживающих значительные механические и температурные нагрузки. Радиационную стабильность материалов во многом определяют диффузионные процессы. Под воздействием облучения кинетика различных активационных процессов в твердых телах может значительно отличаться от аналогичных явлений при отсутствии радиационного воздействия, что наиболее ярко проявляется, например, в ускорении диффузионных процессов, получившем название радиационно-стимулированной диффузии. Единого механизма, применимого для объяснения всех наблюдаемых проявлений данного процесса, на сегодняшний день не существует.

Известно, что имплантация низкоэнергетических ионов в твердое тело приводит к образованию малой области перегрева, в которой реализуются температуры до нескольких тысяч градусов и давления в десятки гигапаскалей. В таком нелокальном термоупругом пике формируется мощный акустический импульс, влияющий на кинетические процессы на значительном расстоянии от падающего иона. Воздействие концентрированных потоков энергии также может приводить к формированию ударных волн, получивших название послекасадных [1].

Целью данной работы является определение вклада ударных волн в самодиффузию, при температурах, не достаточных для активации вакансионного механизма в идеальном и неидеальном кристалле.

Рассматриваемые в работе явления отличает малый размер исследуемых областей, что затрудняет прямые наблюдения. Поэтому наиболее рациональным видится использование методов компьютерного моделирования. В качестве метода компьютерного моделирования был выбран метод молекулярной динамики. Исследование проводилось с помощью пакета МД-моделирования XMD [2]. В качестве потенциальной функции межатомного

взаимодействия использовался потенциал Джонсона, рассчитанный в рамках метода погруженного атома [3]. Исследование проводилось на расчетном блоке, моделирующем кристаллит никеля. Волны создавались путем присвоения атомам, расположенным на границе расчетного блока, скорости вдоль кристаллографического направления $\langle 110 \rangle$. Коэффициенты самодиффузии вдоль трех ортогональных направлений x , y и z рассчитывались по формулам:

$$D_x = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \frac{(x_{0i} - x_i)^2}{2t}, \quad D_y = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \frac{(y_{0i} - y_i)^2}{2t}, \quad D_z = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \frac{(z_{0i} - z_i)^2}{2t}, \quad (1)$$

где x_{0i} , y_{0i} , z_{0i} – координаты i -го атома в начальный момент времени; x_i , y_i , z_i – координаты i -го атома в момент времени t ; N – количество атомов в расчетном блоке. Коэффициент самодиффузии D определялся как среднее арифметическое значение D_x , D_y и D_z [4].

Рассмотрим расчетный блок, моделирующий идеальную решетку, в котором путем присвоения группе граничных атомов скорости, превышающей скорость звука, генерируется ударная волна. Для исследования влияния волны на самодиффузию произведем расчет коэффициентов, используя формулы (1). Отметим, что в данном случае не имеет смысла рассматривать продолжительный временной интервал, на котором определяется среднеквадратическое смещение атомов, так как требуется определить вклад в самодиффузию только распространяющейся волны. Длина временного интервала t задается таким образом, чтобы волна, обладающая максимальной скоростью, не пересекла границу расчетного блока. Влияние тепловых колебаний атомов исключалось путем проведения последующей процедуры многократного обнуления скоростей атомов. Получаемые в результате данных вычислений значения характеризуют некоторую величину δD , пропорциональную коэффициенту самодиффузии (δ – безразмерный коэффициент пропорциональности). Так как величина δD характеризует процесс самодиффузии при прохождении ударной волны, то назовем ее коэффициентом динамической самодиффузии. Исследование показало, что прохождение по расчетному блоку ударной волны активизирует процесс самодиффузии, причиной которого являются пары Френкеля, зарождающиеся во фронте волны. Существуют оценки, по которым давление во фронте послекаскадных ударных волн в случае облучения тяжелыми ионами может превышать не только реальный, но и теоретический предел текучести твердых тел [1]. В данном случае возможно течение бездефектного материала с перемешиванием атомов среды и образованием дефектов. Поэтому причина активизации самодиффузии, наблюдаемая в компьютерных экспериментах, вполне реализуема и не противоречит известным фактам.

В данном случае к росту коэффициента динамической самодиффузии приводит не только повышение стартовой температуры расчетного блока, но также и увеличение скорости волны. При этом существует скоростной интервал, на котором наблюдается аномальное снижение значения

коэффициента диффузии. Причина этому следующая. Увеличение скорости волны приводит к образованию уже не одиночных, а множественных межузельных атомов, которые представляют собой краудионные комплексы. Данные образования, как показано в [5], являются более подвижными, чем одиночные межузельные атомы, и, кроме того, радиус спонтанной рекомбинации для таких дефектов гораздо больше. Поэтому после прохождения фронта волны краудионные комплексы рекомбинируют с вакансиями, и если краудионы двигались только вдоль одного атомного ряда, то данные смещения не будут рассматриваться как диффузионный путь в формулах (1). Подобный процесс схож с эффектом корреляции для самодиффузии [6]. Последующее увеличение скорости волн приводит к удалению краудионных комплексов от вакансий, «связь» между ними утрачивается, и рекомбинация не наблюдается. Поэтому коэффициент динамической самодиффузии начинает расти. Отметим, что при высоких скоростях волн рассчитанные значения коэффициента самодиффузии приближаются к показателям самодиффузии в жидком никеле, которые в зависимости от методики вычисления имеют значение $2.5 - 7 \cdot 10^{-9} \text{ м}^2/\text{с}$ [7].

Таким образом проведенное исследование показало, что основным механизмом самодиффузии, активируемой в результате прохождения ударных волн через кристаллическую структуру, является краудионный. Он осуществляется при температурах, недостаточных для реализации вакансионного механизма. Увеличение скорости волн приводит к возрастанию значений коэффициентов самодиффузии, и делает их соразмерными с коэффициентами, вычисленными для жидкого никеля.

Список литературы:

1. Овчинников В.В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук. 2008. Т.178. №9. С.991-1001.
2. XMD – Molecular Dynamics for Metals and Ceramics // [Electronic resource]. Mode of Access: <http://xmd.sourceforge.net/about.html>.
3. Johnson R.A. Analytic Nearest-Neighbor Model for FCC Metals // Physical Review B. 1988. V.37. №8. P.3924-3931.
4. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Вклады различных механизмов самодиффузии в ГЦК-металлах в условиях равновесия // Физика твердого тела. 2010. Т.52. Вып.6. С. 1075-1082.
5. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Потекаев А.И., Медведев Н.Н., Неверова Т.И., Барчук А.А. Поведение краудионов и их комплексов в слабоустойчивом состоянии материалов // Известия ВУЗов. Физика. 2011. №11. С. 61 - 67.
6. Бокштейн Б.С., Бокштейн С.З., Жуховицкий А.А. Термодинамика и кинетика диффузии в твердых телах. – Москва: Металлургия, 1974. – 280 с.
7. Cherne F.J., Baskes M.I. Properties of liquid nickel: A critical comparison of EAM and MEAM calculations // Physical Review B. 2001. V. 65(2). 024209(9).

КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ В СИСТЕМЕ Si-B-C, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ СВС И ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ, ДЛЯ ОСАЖДЕНИЯ ЖАРОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

*Звягинцева¹Н.В. молодой ученый, Потанин¹А.Ю., Погожев¹Ю.С.,
Левашов¹Е.А., Кочетов^{1,2}Н.А.*

*¹⁻ Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН, Россия*

*²⁻ Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, zvyaginseva.nat.1992@mail.ru*

В настоящее время перспективными материалами для высокотемпературного применения являются углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ), обладающие исключительной термической стабильностью и прочностными характеристиками. Однако они недостаточно устойчивы к окислению при температурах свыше 500 °С [1], что приводит к потере прочности и ограничивает их использование. Одним из решений проблемы получения нового поколения жаропрочных материалов является нанесение на поверхность УУКМ защитных покрытий в системе Si-B-C, которые повышают стойкость УУКМ к высокотемпературному окислению[2]. Осаждение таких покрытий, например, методом магнетронного распыления, возможно с использованием компактных мишеней-катодов необходимого элементного и фазового состава.

В связи с этим основной целью данной работы являлось: 1) выбор составов и проведение экспериментальных исследований по получению керамических материалов в системе Si-B-C, в том числе в виде мишеней-катодов, с использованием различных методов: самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и горячего прессования (ГП); 2) проведение структурных исследований полученных образцов; 3) исследование особенностей протекания СВС процесса в системе Si-B-C, стадийности химических превращений и структурообразования продуктов синтеза.

Для проведения экспериментальных исследований была выбрана реакционная смесь состава 90%вес (Si+C) + 10%вес (4В+С). Было показано, что технология силового СВС-компактирования в комбинации с предварительным механическим активированием смеси позволяет получить продукты с максимальной глубиной химического превращения, но образцы обладают недостаточной прочностью и быстро разрушаются. При использовании технологии горячего прессования ($T_{ГП} = 1000$ °С) механически активированной шихты в сочетании с последующим вакуумным отжигом возможно получить образцы, обладающие хорошими механическими свойствами, однако в их составе присутствует большое количество исходных реагентов. Оптимальный результат был получен методом горячего прессования, где исходным

материалом служил порошок готового продукта, полученного путем измельчения синтезированной в режиме горения заготовки. Использование такого порошка позволило поднять температуру ГП до 1950°C. Таким образом, был получен образец с достаточной прочностью, обладающий наиболее высокой концентрацией продуктов химического взаимодействия – карбидов кремния и бора. Результаты проведенных структурных исследований с использованием методов СЭМ и ЭДС показали, что основными структурными составляющими в составе образца являются вытянутые зерна карбида кремния и зерна карбида бора ограниченной формы.

Исследования макрокинетики горения реакционной смеси позволили определить характер зависимости скорости (U_T) и температуры горения (T_T) от начальной температуры смеси (T_0). Показано, что увеличение T_0 приводит к их возрастанию и не влияет на фазовый состав синтезированного продукта. По результатам горения реакционной смеси была рассчитана эффективная энергия активации ($E_{эф}$).

Список литературы:

1. S. Labruque're, H. Blanchard, R. Pailler, R. Naslain. Enhancement of the oxidation resistance of interfacial area in C/C composites. Part I: oxidation resistance of B–C, Si–B–C and Si–C coated carbon fibres // Journal of the European Ceramic Society 22 (2002) 1001–1009.
2. J. Čížek, J. Vlček, Š. Potocký, J. Houška, Z. Soukup, J. Kalaš, P. Jedrzejowski, J.E. Klemberg-Sapieha, L. Martinu. Mechanical and optical properties of quaternary Si–B–C–N films prepared by reactive magnetron sputtering // Thin Solid Films 516 (2008) 7286–7293.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ по программе повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013–2020 гг (проект No. К2-2014-012).

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ КИСЛОРОДА В СОСТАВ ОКИСЛИТЕЛЯ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ФИЛЬТРАЦИОННОГО ГОРЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ СИСТЕМ

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

Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка

Состав газообразного окислителя является одним из наиболее удобных управляющих факторов для контроля параметров волны фильтрационного горения (ФГ) в твердом топливе. Наряду с содержанием в топливе негорючих

компонентов и общим расходом газообразного окислителя, концентрация кислорода может определять уровень температуры во фронте волны горения, состав газообразных продуктов и скорость горения.

Целью данной работы являлось экспериментальное исследование закономерностей ФГ углеродного топлива при изменении состава окислителя.

Эксперименты проводили в кварцевом реакторе (1) диаметром 46 мм (рис. 1), ранее использованном нами при исследовании ФГ различных смесей углерода с инертным материалом [1]. Для уменьшения теплотерь боковая стенка реактора защищена теплоотражающим экраном (2).

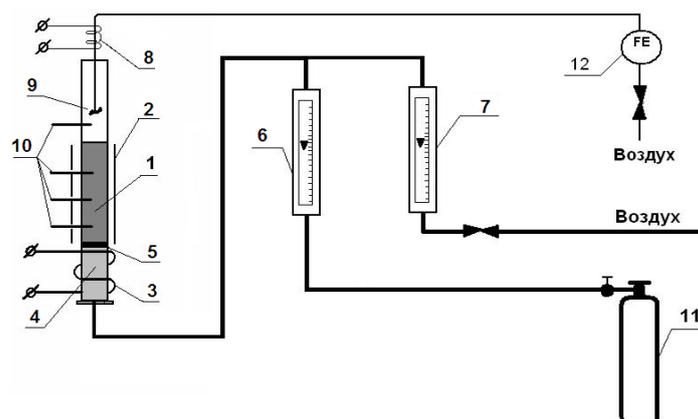


Рис. 1. Схема экспериментальной установки: 1 – реактор; 2 – экран; 3 – электроспираль инициатора; 4 – шамотная крошка; 5 – иницирующий состав; 6 и 7 – ротаметры; 8 – электроспираль для воспламенения газообразных продуктов ФГ; 10 – термопары; 11 – газовый баллон (кислород или азот); 12 – датчик расхода воздуха.

Выполнено две серии экспериментов по горению смеси активного угля марки БАУ-А с твердым инертным материалом, в качестве которого использовали крошку шамотного кирпича. Размер частиц угля и шамотной крошки составлял 2-3 мм. Содержание угля в смеси во всех экспериментах было постоянным и равнялось 10%, насыпная плотность смеси составляла 663 кг/м^3 , пористость слоя – 0.42.

Для каждого эксперимента в необходимой, заранее рассчитанной пропорции смешивали воздух с кислородом или азотом и проводили контрольный отбор пробы газовой смеси. Объемное содержание кислорода в газообразном окислителе варьировали в диапазоне 5÷50 %.

Результаты экспериментов подтвердили, что содержание кислорода может коренным образом изменить все характеристики волны горения. Если при использовании воздуха в качестве окислителя, а также при более высоких концентрациях кислорода в смеси волна горения, распространяющаяся по составу, имела тепловую структуру нормального типа, то при малых концентрациях кислорода (5-8%) структура волны менялась на инверсную (медленный подъем температуры и относительно резкий спад) (рис. 2).

Соответственно изменялись и все характеристики волны горения (температура, состав газообразных продуктов, скорость горения). Неполное сгорание углерода (~82%) в экспериментах наблюдали только при самом низком содержании кислорода (5.4%). Заметного количества кислорода в газообразных продуктах ФГ не обнаружено.

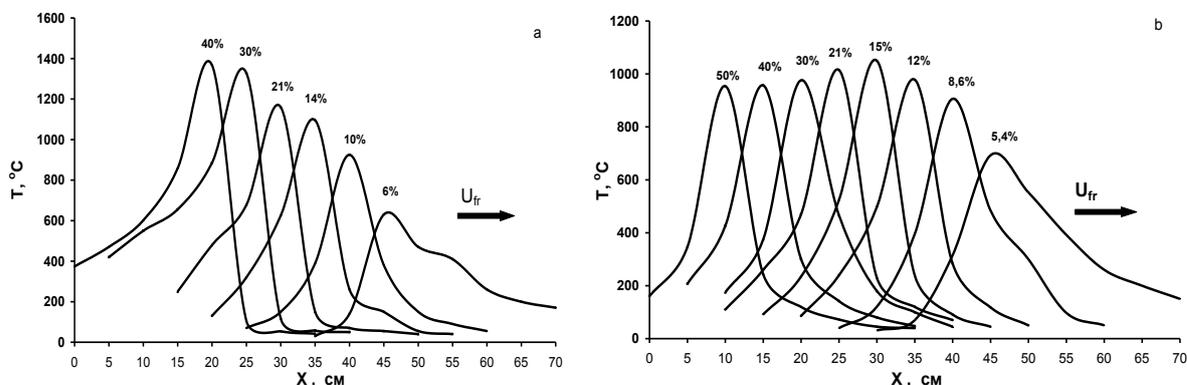


Рис. 2. Профили волны горения при различном содержании кислорода в окислителе: серия 1 (а) и серия 2 (б); U_{fr} – направление распространения волны горения.

Монотонное повышение температуры с увеличением содержания кислорода от 5 до 50% в серии 1 (несмотря на наличие области резонанса) связано с увеличением общей мощности тепловыделения в зоне химических реакций и снижением относительной доли боковых теплотерь. В серии 2 мощность тепловыделения меняется слабо, а зависимость температуры от содержания кислорода имеет явно выраженный максимум.

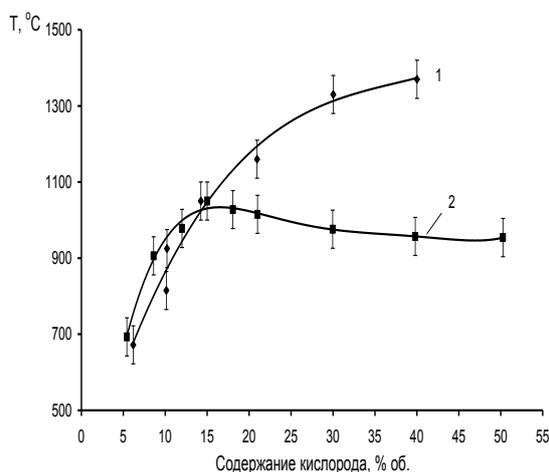


Рис. 3. Максимальные температуры во фронте горения в зависимости от содержания кислорода в окислителе, серия 1 (1) и серия 2 (2).

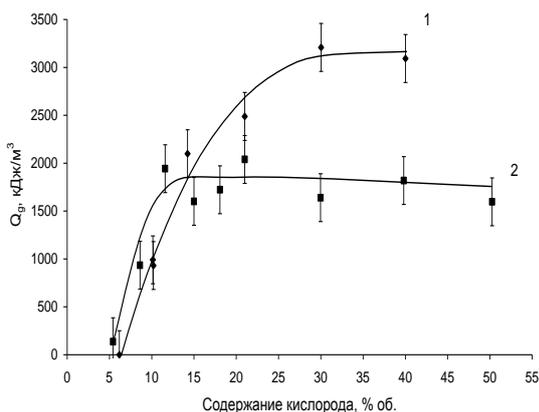


Рис.4. Зависимость теплоты сгорания газообразных продуктов ФГ от содержания кислорода в окислителе: серия 1 (1) и серия 2 (2).

Заключение

Экспериментально обнаружено, что при варьировании содержания кислорода реализуются различные режимы ФГ. В экспериментах наблюдали реализацию трех характерных областей: «инверсные» волны с неполным и с полным потреблением горючего и «нормальные» волны горения с полным потреблением кислорода и горючего.

Изменение концентрации кислорода в газовой фазе приводило к смене тепловой структуры волны горения, аналогично изменению концентрации горючего в твердой фазе. В области теплового резонанса отношение $[CO]/[CO_2]$ в продуктах было максимальным. Характер зависимости температуры горения от концентрации кислорода для проведенных серий экспериментов различный. При постоянном общем расходе газа с увеличением концентрации кислорода температура монотонно растет, а при неизменном расходе кислорода и увеличении расхода азота проходит через максимум, при этом меняется тепловая структура волны горения.

Показанная возможность управлять температурным режимом, составом газообразных продуктов и скоростью процесса фильтрационного горения путем варьирования содержания кислорода в газе может иметь значение для практического использования.

Список литературы:

1. Салганский Е.А., Кислов В.М., Глазов С.В., Жолудев А.Ф., Манелис Г.Б. Фильтрационное горение смеси углерод - инертный материал в режиме со сверхадиабатическим разогревом // Физика горения и взрыва. – 2008, – Т. 44, № 3. – С. 30-38.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ГОРЕНИЯ ПРЕССОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ И ОБРАЗЦОВ НАСЫПНОЙ ПЛОТНОСТИ ИЗ СМЕСИ Ni-Al, ПОДВЕРГНУТОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

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

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

В данной работе проводилось исследование закономерностей горения как прессованных образцов, так и образцов насыпной плотности из смеси Ni-Al, подвергнутой механической активации. В работе использовался порошок никеля, получаемый карбонильным способом - никель марки ПНК-1. В этом порошке никеля частицы с размером менее 10 мкм, составляли 50%, а частицы с размером менее 18 мкм составляли 90% от общей массы частиц. Также

использовался порошок алюминия АСД-4. В этом порошке алюминия частицы с размером менее 11 мкм, составляли 50%, а частицы с размером менее 16 мкм составляли 90% от от общей массы частиц. Механоактивация (МА) эквимольной смеси порошков Ni+Al проводилась в течение 5 минут при ускорении 90g в механоактиваторе АГО-2 в атмосфере воздуха. После МА, образовавшиеся композитные частицы отсеивались, а в барабаны активатора, со слоями смеси, налипших на его стенки и поверхность шаров, наливали 40 мл дистиллированной воды, и проводили дополнительную активацию в течение 3 минут. В результате активации в жидкости образовывались частицы чешуйчатой формы. Из исходной смеси, смеси подвергнутой МА и дополнительно активированной в воде (диспергированной) смеси прессовали образцы диаметром 10 мм и высотой 10-18,5 мм. Горение образцов изучали в среде аргона при давлении 1 bar. Другая часть этих же смесей засыпалась в пробирку и сжигалась без предварительного прессования. Оказалось, что линейная скорость горения образцов спрессованных из исходной смеси почти в 5 раз больше скорости насыпной смеси, а массовая больше в 7 раз. Скорость горения образцов спрессованных из МА смеси в 1.1 раза больше скорости насыпной смеси, а массовая больше в 1.18 раза. Следует отметить, что в отличие от исходной смеси насыпная плотность МА смеси составляла 0.91 от плотности прессованной. Особенно неожиданные результаты с точки зрения кондуктивной теории горения были получены для диспергированной смеси. Для этой смеси линейная скорость горения насыпной смеси была в 1.7 раза больше скорости прессованной смеси, а массовые скорости горения были равными. Была высказана гипотеза, что для диспергированной смеси основным является лучистый механизм теплопередачи в волне горения. Расчеты и специально проведенные эксперименты подтвердили эту гипотезу.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВС В СИСТЕМЕ Ti-Si-C

*Вадченко С.Г., Сычев А.Е., Ковалев Д.Ю., Шукин А.С., Коновалихин С.В.,
Ковалев И.Д. молодой ученый, Лугинина М.А.*

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

Известно, что соединения на основе МАХ-фазы имеют слоистую кристаллическую решетку, в которой карбидные или нитридные блоки $[M_{n+1}X_n]$ разделены монослоями атомов элементов IIIA и IVA группы [1]. Слоистость на уровне кристаллической структуры приводит к тому, что зерна МАХ-фаз, в том числе и Ti_3SiC_2 , имеют выраженное ламинатное строение с толщиной слоев до

нескольких десятков нанометров. Материалы на основе Ti_3SiC_2 имеют высокие прочностные характеристики, трещиностойкость и нечувствительны к термоудару, а также хорошую механическую обрабатываемость и химическую стойкость.

Существует множество исследований по получению Ti_3SiC_2 различными способами [1-3]. Часто в подобных реакциях наблюдается образование большого количества жидкой фазы, обогащенной кремнием, из которой происходит рост кристаллов Ti_3SiC_2 . Основная проблема при получении Ti_3SiC_2 заключается в присутствии примесных фаз (TiC , $TiSi_2$, Ti_5Si_3 , SiC), которые оказывают большое влияние на эксплуатационные характеристики конечного керамического материала.

Применение метода самораспространяющегося синтеза (СВС) может быть эффективно использовано для получения соединений на основе МАХ-фаз. В этой работе был проведен СВС металлокерамического материала на основе Ti_3SiC_2 и исследованы процессы его структурообразования.

В качестве исходной шихты использовались порошки титана, кремния и сажи. Образцы прессовались в виде цилиндров 10-16 мм диаметром и 20мм высотой. Эксперименты проводились в герметичном реакторе при давлении аргона 1-50 бар и усилии сжатия 1-2.5Н. Таблетки прессовались из смеси состава $3Ti+Si+2C$.

Продукты горения исследовались методами рентгеновского анализа, электронной микроскопии. Кристаллическая структура Ti_3SiC_2 исследовалась с помощью квантово-химических расчетов и структурного моделирования. Для определения кинетики и особенностей фазовых превращений, использовался метод время*разрешающей дифракции TRXRD [4], позволяющий в режиме реального времени проводить регистрацию изменений фазового состава.

На рисунке 1 представлены результаты РФА продуктов синтеза, видно, что в результате горения реакционной смеси происходит формирование многофазного материала (Ti_3SiC_2 , TiC и $TiSi_2$). Максимальное содержание МАХ-фазы Ti_3SiC_2 , которое удалось получить в результате синтеза составляет 90 вес. %.

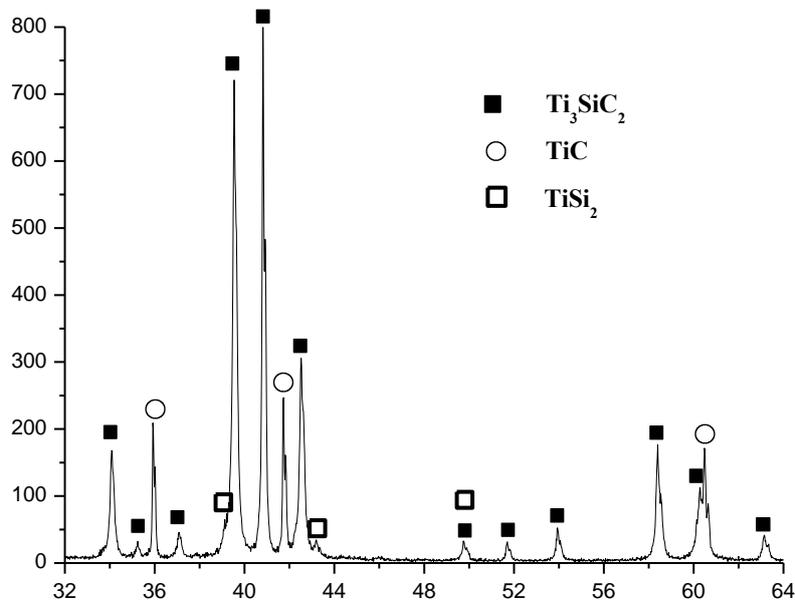


Рис.1. Рентгенограмма продуктов горения смеси 3Ti+Si+2C.

На рисунке 2 представлена дифракционная картина процесса, полученная методом TRXRD при горении исследуемой смеси. «Дифракционное кино» отображено в виде двухмерного поля в координатах угол-время, а интенсивность линий пропорциональна степени окраски поля. Слева показаны отдельные сечения поля, представляющие собой единичные рентгенограммы. На дифракционном поле также приведена термограмма процесса.

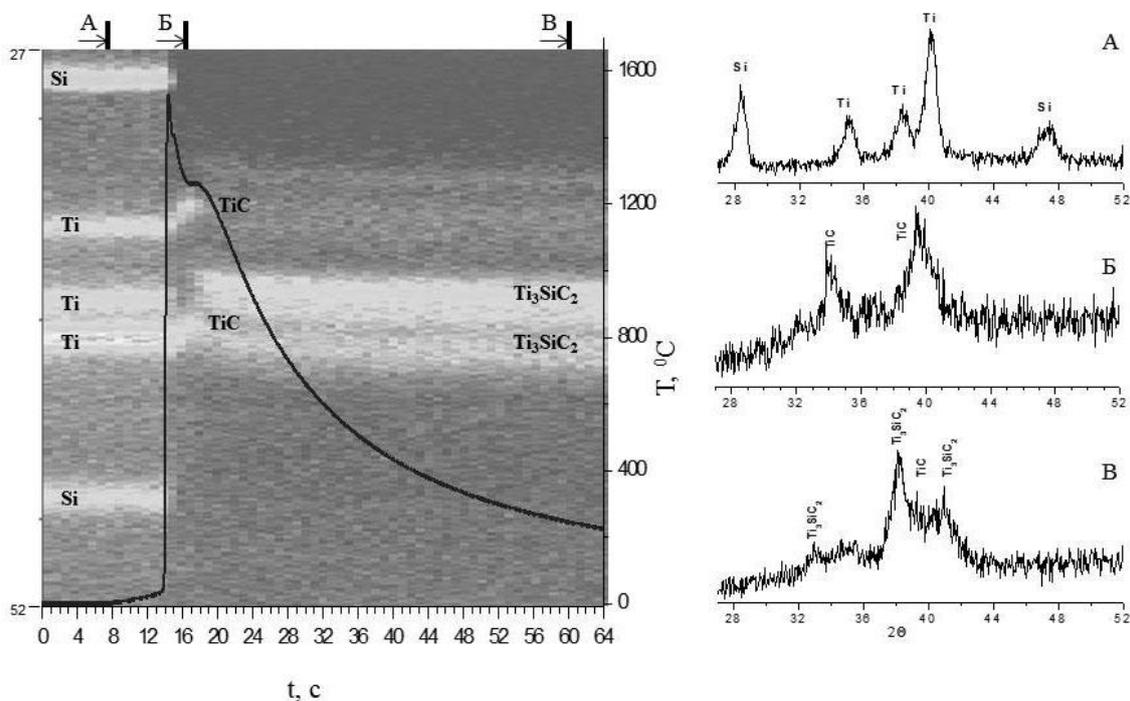


Рис. 2. Дифракционная картина фазообразования и термограмма синтеза при горении смеси 3Ti-Si-2C.

Анализ полученных методом TRXRD результатов (рис.2) показывает, что процесс формирования конечного продукта протекает стадийно. На первой стадии процесса образуется карбид титана, на второй стадии происходит формирование конечного продукта Ti_3SiC_2 . Таким образом, формирование МАХ-фазы происходит за фронтом горения при взаимодействии карбида титана и расплава на основе Ti-Si. Параметр элементарной ячейки образовавшегося карбида титана соответствует параметру ячейки TiC (4.325 Å). Можно предположить, что тепловыделение реакции, обусловленное формированием фазы карбида титана, приводит к образованию структуры, включающей в себя зерна TiC_x и расплав Ti-Si, возможно, включающий и углерод. Процесс растворения TiC в окружающем расплаве и формирование фазы Ti_3SiC_2 протекает за фронтом горения.

Таким образом, методом СВС проведен синтез из элементов металлокерамического материала на основе Ti_3SiC_2 и исследованы процессы его фазо- и структурообразования. Наблюдаемая слоистость на уровне кристаллической структуры приводит к выраженному наноламинатному строению зерен Ti_3SiC_2 .

Список литературы:

1. Barsoum, M.W., The MAX phases and their properties in ceramics science and technology, edited by R. R. Riedel and I.-W. Chen, 2010, Vol. 2.
2. El-Raghy T., Barsoum M.W. Processing and mechanical properties of Ti_3SiC_2 . I, Reaction path and microstructure evolution, *J. Am. Ceram. Soc.*, 1999, 82:2849.
3. Sun Z.M., Yang S., Hashimoto H. Ti_3SiC_2 powder synthesis, *Ceramics International*, 2004, 30:1873.
4. Ponomarev, V.I., Khomenko, I.O., Merzhanov, A.G., Laboratory method of time-resolved XRD, *Krystallografia*, 1995, vol. 40, no. 1, pp. 14–17.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы Президиума РАН П26.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОНСТАНТЫ СКОРОСТИ ИНГИБИРОВАНИЯ ГРЕМУЧЕЙ СМЕСИ ЭТАНОЛОМ

Пугачев Д.В. молодой ученый, Брауэр Г.Б., Азатян В.В.

***Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН,
Черноголовка, pugachev83@gmail.com***

В настоящее время известно, что газофазные процессы горения и взрыва протекают по разветвленно-цепному механизму при практически любых давлениях и температурах [1,2]. Для выяснения особенностей этих процессов необходимо знание не только соответствующих элементарных реакций, но также и констант их скоростей.

Настоящая работа посвящена определению константы скорости реакции атомарного водорода с молекулой этанола. Атомарный водород является ведущей активной частицей в процессах горения водородсодержащих соединений. В силу высокой химической активности этих частиц изучение кинетики их реакций связано с большими осложнениями: атомы водорода легко вступают в разные параллельные реакции и имеют очень короткое время жизни. Использование струевых методик в сочетании с ЭПР-спектроскопией сложно при температурах горения. В данной работе для определения констант скорости использовался метод пределов самовоспламенения, который обходит указанные трудности, не требует проведения скоростных измерений во времени, не ограничен требованием измерения концентраций атомов и радикалов. Нами использовался первый предел воспламенения, что имеет ряд преимуществ по сравнению с работой на втором пределе. А именно: механизм процесса проще, за счет того, что практически отсутствуют тримолекулярные реакции и стадии, следующие за ними. Также малы искажения, связанные с расходом веществ в ходе подготовки к испытанию, шире температурный интервал, в котором можно использовать первый предел. Особенно удобно рассчитывать константы скорости в диффузионной области, т. к. значения коэффициентов диффузии хорошо известны, а воспроизводимость результатов измерений и их точность значительно выше по сравнению с кинетической областью.

Известно [3, 4] что вблизи первого предела самовоспламенения основными реакциями окисления водорода являются:

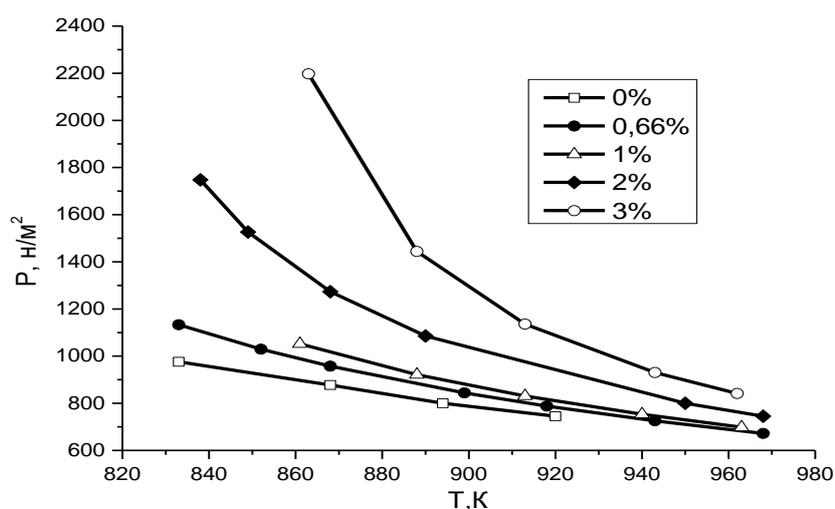
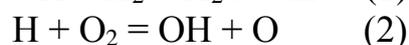


Рис.1. Результаты экспериментов по определению нижнего предела воспламенения гремучей смеси в присутствии различных количеств этанола в качестве ингибитора.

Вывод

Показана возможность, что путем измерения макрокинетических характеристик горения можно определять константы ключевых элементарных реакций с различными функциональными группами. Полученные результаты проанализированы с точки зрения соответствия кинетических констант данным о строении молекул и энергиям связи.

Список литературы:

1. Азатян В.В. Кинетика и катализ 1996. Т. 37. № 4. С.512.
2. Азатян В.В. // Проблемы горения, взрыва и детонации газов в теории неизотермических реакций цепных процессов. Журнал физической химии. 2014, Т. 88, № 5, с. 759.
3. Семенов Н.Н. О некоторых проблемах химической кинетики и реакционной способности: (Свободные радикалы и цепные реакции) АН СССР, Отд-ние хим. наук. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Изд-во АН СССР, 1958. – 686 с. – Библиогр. в конце глав. – Библиогр. к прил. I и II: с. 493-494.
4. Льюис Б., Эльбе Г. Горение, пламя и взрывы в газах / Б.Льюис, Г. Эльбе; Издательство «Мир», Москва, 1968, стр. 34-36.

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ДЕТОНАЦИИ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ Zn-S

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

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

Согласно классическому определению, детонация представляет собой самоподдерживающийся ударно-волновой процесс, при котором в сплошной среде со сверхзвуковой скоростью распространяется волна химической реакции [1]. Имеется представление, что такой процесс возможен только во взрывчатых веществах и других средах, реагирующих с образованием преимущественно газообразных продуктов. Однако в работе [1] показано, что в конденсированной среде, реагирующей без образования газов, возможна безгазовая детонация и был впервые выведен термодинамический критерий детонационной способности реагирующей среды. В таком случае детонация возможна также в системах, реагирующих с образованием конденсированных продуктов с небольшой примесью газов и паров. Это – малогазовая детонация.

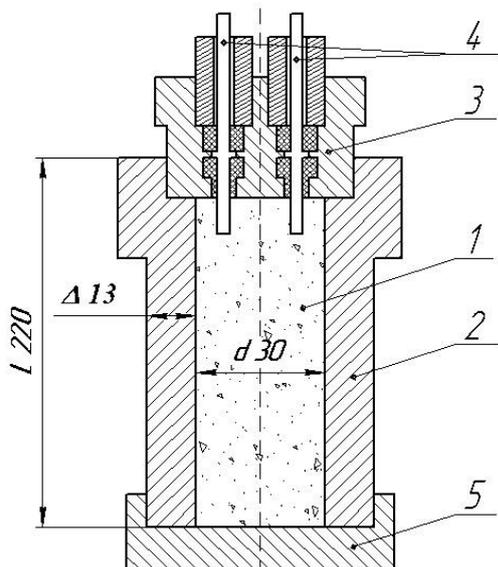
В работе [2] термодинамический критерий детонационной способности реагирующей среды был представлен в простой форме:

$$(\Delta V)_{P,H} > 0 \quad (1)$$

где в левой части неравенства стоит максимальное приращение удельного объема среды в процессе испытания, при котором ее химическое превращение

от начала до конца протекает при начальных значениях давления P и удельной энтальпии H . Это адиабатический изобарический процесс. Согласно работе [2], для среды, удовлетворяющей критерию (1), можно подобрать условия, при которых в ней осуществляется детонация.

По нашим расчетам, стехиометрическая порошковая смесь Zn-



Судовлетворяет критерию (1) при любой начальной плотности. На рисунке показана схема стального реактора, в котором проводились эксперименты. Порошковая смесь Zn-S (1) помещалась в реактор (2). Сверху и снизу реактор закрывался крышками (3) и (5). В верхнюю крышку монтировались изолированные контакты (4) для подачи электрического импульса для инициирования смеси Zn-S.

Для экспериментов стехиометрическая смесь ZnS

готовилась из порошка цинка с размером частиц 1–11 мкм и порошка серы с размером частиц 11–35 мкм. Плотность смеси ZnS варьировалась от 1400 кг/м³ (насыпная) до 2000 кг/см³. Во всех экспериментах, как при горении, так и при детонации реакция $Zn+S \Rightarrow ZnS$ завершалась практически полностью.

В большинстве экспериментов в смеси Zn–S инициировалось горение. При этом реактор был неподвижным, и отсутствовала остаточная деформация его стенок и крышек. В небольшой части экспериментов развивалась детонация. О наличии детонации судили в разных экспериментах по ее разным внешним проявлениям, свидетельствующим об ударно-волновом процессе.

Для расчета параметров детонации используем известное термодинамическое уравнение сохранения энергии при сверхзвуковом распространении волны химической реакции в реагирующей среде:

$$E(P, V) - E_0 = \frac{P(V_{00} - V)}{2}$$

где $E(P, V)$ – удельная внутренняя энергия продукта реакции - сульфида цинка, представленная как функция давления – P и удельного объема – V ; E_0 и V_{00} – соответственно удельная внутренняя энергия и удельный объем исходной смеси Zn–S.

Для определения функции $E(P, V)$ и значения E_0 берем данные из справочника: плотность – $\rho_0 = 3950$ кг/м³; удельный объем $V_0 = 1/\rho_0 = 2.532 \cdot 10^{-4}$ м³/кг; удельная изобарная теплоемкость $C_p = 477$ J/(кг·K); коэффициент объемного теплового расширения $\beta = 1.97 \cdot 10^{-5}$ 1/K; скорость звука $a = 5000$ м/с.

Высчитываем коэффициент Грюнайзена для сульфида цинка $\Gamma = 1.032$ и удельный внутренний объем для исходной смеси $V_{00} \geq 2.602 \times 10^{-4}$ м³/кг.

По известным функциям от V давление $P_b(V)$ и удельная внутренняя энергия $E_b(V)$ сульфиды цинка, имеем уравнение:

$$E(P, V) = E_b(V) + \frac{(P - P_b(V))V}{\Gamma}$$

При данном условии $V > V_0 = 2.532 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3/\text{кг}$ получаем:

$$P_b(V) = 0 \quad \text{и} \quad E_b(V) = \frac{a^2}{\Gamma} \ln\left(\frac{V}{V_0}\right).$$

Подставив функции $E_b(V)$ и $P_b(V)$ в уравнение детонационной адиабаты смеси Zn-S получаем:

$$P_d(V_{00}, V) = \frac{P_b(V)((\Gamma + 2)V - \Gamma V_0) + 2\Gamma Q}{((\Gamma + 2)V - \Gamma V_0)}$$

Данное выражение является положительным только при $V < V_{\text{lim}}$, где:

$$V_{\text{lim}} = V_0 \exp\left(\frac{\Gamma Q}{a^2}\right) = 2.759 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3/\text{кг}$$

Отсюда следует, что порошковая смесь Zn-S без примеси воздуха способна к детонации при любом значении V_{00} из данного интервала $2.602 \cdot 10^{-4} \leq V_{00} < V_{\text{lim}} = 2.759 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3/\text{кг}$.

Отсюда следует, что порошковая смесь Zn-S представляет собой специфическое взрывчатое вещество, бризантность которого по порядку величины может быть сопоставима с бризантностью штатных ВВ, а фугасность пренебрежимо мала.

Смесь Zn-S может найти практическое применение в тех технологических процессах, когда требуется достаточно сильное ударное воздействие на материалы и в то же время необходимо избежать фугасного действия продуктов взрыва на окружающую среду.

Список литературы:

1. N.M. Kuznetsov Detonation and gas-dynamic discontinuities in phase transition of metastable substances / Journal of Experimental and Theoretical Physics, 1966. Vol.22. №.5. pp. 1526–1531.
2. A.G. Merzhanov, Yu.A. Gordopolov, V.S. Trofimov On the possibility of gasless detonation in condensed system / Shock Waves, 1996. Vol.6. №.3. pp. 157-159.

Работа выполнена по Программе фундаментальных исследований Президиума РАН «Горение и взрыв».

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ГОРЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ И ГРАНУЛИРОВАННЫХ СМЕСЕЙ $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}$ В ПОТОКЕ АРГОНА И АЗОТА

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

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

Смесь $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}$ является классической безгазовой системой, скорость горения которой не зависит от давления газа, при котором проводится сжигание. Поэтому эта система является удобным объектом для выяснения влияния различных факторов, в том числе грануляции на процесс горения. В данной работе выполнено исследование влияния гранулирования смеси $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}$ на закономерности горения составов в потоке активного (азот) и инертного газов (аргон). Горение образцов насыпной плотности осуществлялось в оригинальной экспериментальной установке. Данная установка позволяла сжигать смесь при продуве газовым потоком, измерять расход и давление газа в процессе горения, а также получать видеозаписи процесса горения. На основании покадровой обработки видеозаписей процесса горения рассчитывалась видимая скорость горения. Поток газа (спутная фильтрация) обеспечивался наличием фиксированного перепада давлений на входе и выходе из трубки, не превышавшего 1 атм.

В результате проведенных исследований было установлено, что скорость горения порошковой смеси практически не зависит от наличия или отсутствия потока газа и меняется в интервале 3.2—3.6 мм/с. После горения образцы не меняют свои геометрические размеры. Скорость горения гранулированной смеси оказалась почти в полтора раза меньше и меняется в интервале 2—2.2 мм/с. Этот результат кардинально отличается от данных, полученных авторами ранее для системы $\text{Ti}+0.5\text{C}$, когда гранулирование приводило к увеличению скорости горения в несколько раз. По-видимому, такое отличие связано с существенным влиянием примесных газов на скорость горения смеси $\text{Ti}+0.5\text{C}$. В отсутствие существенного влияния примесного газовойделения на процесс горения, (смесь $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}$), гранулирование ведет к уменьшению скорости горения из-за уменьшения площади контакта между гранулами. Следует также отметить, что при горении гранулированной смеси в потоке азота, в отличие от порошковой, происходило изменение геометрических размеров (диаметра) образцов, чего не наблюдалось ранее для системы $\text{Ti}+0.5\text{C}$.

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

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ ИЗ НЕСМЕШИВАЮЩИХСЯ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ КОММУТИРУЮЩИХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ

Шкодич¹ Н.Ф., *Рогачев^{1,2} А.С., Мукасян^{2,3} А.С., Московских² Д.О.,
Щукин¹ А.С., Ковалев¹ И.Д.*

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

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

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

Разработка эффективных и надежных коммутирующих электрических контактов, работающих в условиях больших токов и высоких напряжений, представляют большой интерес для различных областей машиностроения, электротехники, энергетики.

Несмотря на имеющийся в настоящее время довольно большой выбор материалов для электрических контактов различного назначения, проблема создания высоконадежных электрических контактов еще не решена, поскольку требования, предъявляемые к материалам контактов, непрерывно возрастают и изменяются. Современные электроконтактные материалы, должны сочетать в себе набор свойств, который практически невозможно найти в однофазных металлах или сплавах. С одной стороны, они должны обладать большой твердостью, окислительной стойкостью, высокой температурой плавления и малым парциальным давлением паров в вакууме, что присуще таким металлам, как Cr, Ta, W, Mo. С другой стороны контактный материал должен обладать также высокой электропроводностью, что свойственно таким металлам, как Cu, Ag.

Для того, чтобы такой материал сочетал в себе полезные свойства компонентов, необходимо добиться перемешивания исходных компонентов на очень тонком структурном уровне, так как иначе не происходит объединение их свойств в одном материале. Проблема, однако, состоит в том, что отмеченные пары металлов (Cu-W, Cu-Mo, Cu-Cr, Ag-W, Ag-Cr, Ag-Mo и т.д.) не смешиваются, не взаимодействуют между собой, не образуют сплавов или интерметаллических соединений.

Основные промышленные технологии получения композиционных материалов из несмешивающихся металлов на сегодняшний день основываются на пропитке расплавом пористых каркасов или спекании в присутствии жидкой фазы. Эти методы дорогостоящие, многостадийные и энергоемкие. Материалы, полученные этими методами, зачастую имеют неоднородную структуру, большой размер зерна и, как следствие, невысокий уровень механических и эксплуатационных свойств.

В данной работе решается задача по созданию нового типа композиционных наноматериалов из несмешивающихся металлов Cr-Cu, W-Cu,

Mo-Cu, с повышенными эксплуатационными свойствами, долговечностью и надежностью, которые могут быть использованы для изготовления электрических контактов, работающих в условиях больших токов и высоких напряжений и других изделий.

Для решения поставленной задачи порошковые смеси Cr-Cu, W-Cu, Mo-Cu подвергались предварительной высокоэнергетической механической обработке (НЕВМ) в лабораторной мельнице-активаторе «Активатор-2S», при различных скоростях вращения и различных соотношениях числа оборотов размольного барабана и водила, в зависимости от времени обработки и соотношения масс материала и размольных шаров. В результате были получены наноструктурированные механические композиты, в которых металлы перемешаны в масштабе нескольких нанометров. Из полученных нанокпозиционных порошков методом искрового плазменного спекания (SparkPlasmaSintering) были изготовлены компактные материалы Cr-Cu, W-Cu, Mo-Cu. Этот инновационный метод позволяет проводить компактирование порошковых материалов при относительно низких температурах, сохраняя тем самым наноструктуру исходных порошков.

Было проведено комплексное исследование макро-, микро- и наноструктуры полученных композиционных наноматериалов (псевдосплавов) Cr-Cu, W-Cu, Mo-Cu методами рентгенофазового анализа, сканирующей электронной микроскопией и просвечивающей электронной микроскопией.

Отличительной особенностью микроструктуры композиционных наноматериалов Cu-Cr, сформированной в результате высокоэнергетического шарового размола и последующего SPS от микроструктуры материалов, полученных традиционными методами порошковой металлургии является то, что в медной матрице после SPS наблюдалось равномерное распределение округлых нанометровых зерен Cr (меньше 100nm). Таким образом, структура композита, сформированная на стадии НЕВМ, сохранялась в спеченном материале Cu-Cr.

Исследование свойств проводилось следующим образом: твердость – по Виккерсу; электропроводность – четырехточечным методом (в том числе при повышенной температуре).

При анализе свойств и структуры, полученных композитных наноматериалов Cu-Cr, в сравнении с характеристиками известных промышленных образцов (широко используемые на сегодняшний день в качестве электроконтактного материала) было показано, что лабораторные образцы, полученные в результате предварительной НЕВМ в течение 60 минут и более и затем консолидированы методом SPS имеют значения твердости в 3-5 раз превышающие значения твердости промышленных образцов. Удельное электрическое сопротивление полученных образцов имеет значения, вполне приемлемые для электрических контактов, которые укладываются в диапазон 16-34% IACS (International Annealed Copper Standard = $1.72 \Omega \cdot \text{cm}$)

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 13-03-01043

ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СИСТЕМ

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

¹-ОАО «Федеральный научно-производственный центр «НИИ прикладной химии», *Сергиев Посад, niiph@niiph.ru*
²-ФГБОУ ВПО КНИТУ, Казань

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

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

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

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

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

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

Батареи ВГЭ можно использовать по прямому назначению в качестве универсальных источников электрического питания для приборов и оборудования во время работы экспедиций, при ликвидации последствий катастроф и стихийных бедствий, для энергообеспечения бортовых систем и устройств различного назначения. Тепловые, механические и иные датчики на их основе устанавливаются в пожарно-охранные средства в качестве источников

и усилителей тока. Технические решения, найденные при проектировании, разработке и серийном производстве источников тока на основе ЭКС, содержат значительный модернизационный потенциал для успешного решения разнообразных специальных задач в интересах широкого круга потребителей. Это позволяет считать их наиболее перспективными многофункциональными источниками питания для комплектации бортовой аппаратуры следующего поколения.

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

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

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

Список литературы:

1. Смоляков В.К. Плавление инерта в волне безгазового горения/ ФГВ. 2002, т. 38, №5, с. 78-84.
2. Кукоз Ф.И., Труш Ф.Ф., Кондратенков В.И. Тепловые источники тока - Ростов – на – Дону: Изд. Ростовского университета, 1989 – 208 с.
3. Вадченко С.Г., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. СВС в тонких пленках. Возможности технологического применения/ Известия ВУЗов. Цветная металлургия. №5, 2006, с. 36-43.
4. Прокофьев В.Г., Смоляков В.К. К теории процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в слоевых системах // ФГВ, 2012, т. 48, №5, с. 160-166.

5. Просянюк В.В., Суворов И.С., Сигейкин Г.И., Куликов А.В. Пиротехнические источники тока - новый класс устройств резервной электроэнергетики // РХЖ (ЖРХО им. Д.И. Менделеева), 2006, №5 с.113-119.

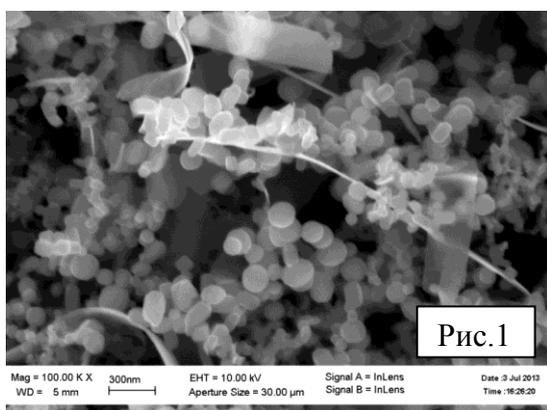
Работа выполнена при поддержке РФФИ проект № 14-08-00043.

ФОРМИРОВАНИЕ, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ СВЕРХДЛИННЫХ НАНОЦЕПОЧЕК

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

¹- Средняя школа № 82, Черноголовка

²- Институт физики твердого тела РАН, klassen@issp.ac.ru



Сверхдлинные наноцепочки, представленные в данной работе, - это кружевоподобные ленты длиной до 20 см. и поперечным размером около 100 микрон. Они состоят из оксида молибдена и имеют сложную внутреннюю морфологию, в которой наряду с трехмерными наночастицами нескольких внешних форм (сферической, овальной, ограненной) отчетливо видны ленты наноскопической

толщины с шириной порядка 300 нм (рис.1).

Цели и задачи: разработка новых методик формирования наноцепочек, исследование получившихся структур, определение области их применения.

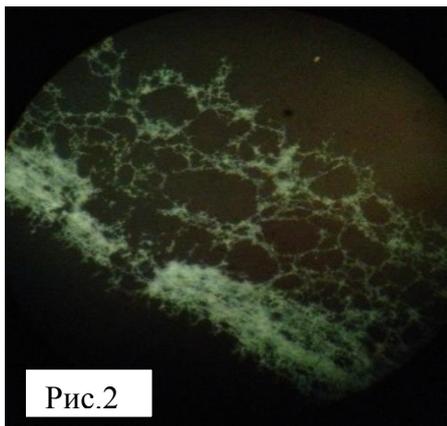
Актуальность.

В доступных нам публикациях упоминаний о формировании подобных наноцепочек мы не обнаружили, из чего предположили, что эти результаты получены впервые. Актуальность этого направления определяется, с одной стороны, тем, что формирование наноцепочек столь большой длины ранее не наблюдалось и дальнейшее изучение этого процесса, а также свойств такого рода объектов может внести заметный вклад в расширение знаний о природе наномасштабных явлений. С другой стороны, сверхдлинные наноцепочки представляют большой интерес для дальнейшего развития нанотехнологий и практических применений в разработках биосенсоров, устройств оптоэлектроники и микроэлектроники, преобразователях ионизирующего и солнечного излучений в электроэнергию и т.д.

Описание методик и результатов.

Для получения данных структур было разработано два генератора: для получения импульсного разряда большой мощности и факельного разряда для плавки металла. При электрическом взрыве молибденовых проволочек

наблюдалось формирование наноцепочек. При анализе видеозаписей взрыва установлено, что данные структуры получаются в момент полета разогретой капли металла, образовавшейся в результате взрыва. При электрических взрывах тонких проволочек из нескольких других металлов (медь, алюминий, вольфрам) образование подобных наноцепочек не наблюдалось. Литературные данные показали, что молибден отличается от этих металлов, в частности, тем, что температура плавления его оксида намного ниже температуры плавления самого металла (у меди и особенно у алюминия



оксиды, наоборот, имеют температуры плавления гораздо выше по сравнению с исходными металлами). Поэтому выдвинуто предположение: когда при разлете в воздухе микрокапель расплавленного молибдена происходит его окисление, оксид молибдена оказывается сильно перегретым и моментально испаряется с образованием плотного потока пара. Набегающим потоком воздуха пар оксида молибдена оттесняется в заднюю полусферу, где при конденсации пара формируются наночастицы и наноленты. При изучении сверхдлинных наноцепочек в оптическом микроскопе мы наблюдали связанные в цепочки кольцевые структуры с диаметрами в несколько десятков микрон, напоминающие турбулентные вихри (рис.2). Поэтому предположили, что в процессе быстрого испарения молекул оксида молибдена при полете капли в воздухе происходит образование плотно концентрированного потока пара, движущегося с большой скоростью, что приводит к закручиванию его в турбулентные вихри типа микросмерчей. Известно, что в турбулентном вихре быстро вращающееся вещество прижимается центробежной силой к внешней стенке. В нашем случае это может создать высокую плотность пара с последующей его конденсацией в кольца из цепочек наночастиц. Формирование наноцепочек было также обнаружено при взрыве проволочки внутри замкнутого объема алундовой трубочки диаметром 5 мм и длиной 6 см с одним открытым концом, а также в экспериментах по плавлению проволочек в факельном разряде. В экспериментах с изменением содержания кислорода в момент образования наноцепочек выяснено, что в бескислородной среде данные структуры не образуются.

Также проводились эксперименты по лазерному плавлению металлов. Одна из целей этого эксперимента – создать высокую плотность потоков пара других металлов для формирования из них наноцепочек подобно ситуации с молибденом. При сфокусированном лазерном облучении легкоплавких индия и свинца установлено, что при оптической мощности 35 Вт ни в случае индия, ни в случае свинца формирование наноцепочек не наблюдается. Но при облучении сплавов свинца с индием с сопоставимыми концентрациями компонентов наблюдается устойчивая генерация тонкой параллельной струи дыма, в которой обнаружено образование наноцепочек. Отсутствие

наноцепочек при облучении чистых металлов можно объяснить тем, что мощности лазера не хватает для того, чтобы нагреть металл до температуры, достаточной для образования потока паров необходимой плотности (хотя для лазерного эксперимента выбирались легкоплавкие металлы (температура плавления свинца составляет 327°C , индия- 157°C). При смешивании индия со свинцом температура плавления постепенно повышается соответственно увеличению концентрации свинца. Поэтому образование наноцепочек при смешивании объяснить понижением температуры плавления (что происходит в эвтектических сплавах) не удастся. В итоге сделано предположение, что ускорение выделения паров (необходимое для формирования струй пара и наноцепочек) при смешивании свинца и индия обусловлено увеличением поглощения энергии излучения. В чистых металлах основная часть света отражается, а в смешанных доля поглощенной энергии должна возрасти по причине ухудшения подвижности электронов, формирующих отраженные от металлов волны.

Также разработана методика оптико-микроскопической визуализации процесса формирования капель и цепочек.

Список литературы:

1. Г. Николис, И. Пригожин «Познание сложного», пер. с англ., Мир, Москва, 1990.
2. С.В. Лебедев, А.И. Савватимский «Металлы в процессе быстрого нагревания электрическим током большой плотности» (1984).
3. Г. Хакен. Синергетика. Иерархии неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах. Перевод с английского, Москва, Мир, 1985.
4. «ФИЗИКА ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ РАЗРЯДОВ ЕМКОСТНОГО ТИПА» Ю. Ю. Луценко.
5. Мир материалов и технологий. Нанотехнологии. Наноматериалы. Наносистемная техника. Сборник под ред проф. П.П. Мальцева. Москва, Техносфера, 2008.
6. «Образование структур при необратимых процессах» В.Эбелинг.
7. Чейз У.Г., Мур Г.К. (ред.) Электрический взрыв проводников. Сборник статей Пер. с англ. Издательство Мир, М: 1965. - 360 стр.
8. В.А. Бурцев, Н.В. Калинин, А.В. Лучинский. Электрический взрыв проводников и его применение в электрофизических установках. Энергоатомиздат: 1990.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА КАЧЕСТВО ТЕРМОБИМЕТАЛЛА ЛАТУНЬ-ИНВАР

Сайков¹ И.В. молодой ученый, Малахов¹ А.Ю., Богданов¹ А.С.,
Первухин² Л.Б.

¹- *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
РАН, Черногловка, revan.84@mail.ru*

²- *ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва*

Термобиметаллы состоят из двух и более слоев металлов с различными тепловыми коэффициентами линейного расширения, сваренных между собой по всей поверхности соприкосновения. Их основным свойством является термочувствительность, т.е. способность изгибаться при изменении температуры. Элемент из термобиметалла, имеющий, как правило, плоскую форму, в процессе нагрева деформируется за счет неравномерного распределения внутренних напряжений. Изгиб происходит таким образом, что при нагреве слой с большим коэффициентом теплового расширения испытывает напряжения сжатия, а слой с меньшим коэффициентом теплового расширения – напряжения растяжения. При охлаждении термобиметаллический элемент изгибается в противоположном направлении. Поэтому одним из важных требований является обеспечение оптимальной прочности сцепления слоев, качество границы раздела и отсутствие неметаллических включений на ней. В связи с этим представляется перспективным применение сварки взрывом при производстве термобиметаллов. В отличие от технологии литья, сварка взрывом не требует затрат энергии и сложного прокатного оборудования и способна обеспечить плакирование практически неограниченных площадей основного слоя.

Поскольку в качестве активного слоя в термобиметаллах применяются сплавы, содержащие легкоплавкие компоненты, такие как цинк, выбор режима сварки должен быть проведен с учетом недопущения эффекта «эжекции», когда поток ударно-сжатого газа с высоким давлением, движущийся в зазоре с большой скоростью, увлекает за собой среду низкого давления (легкоплавкие фазы), в результате чего снижается прочность соединения вплоть до непровара, а также нарушается фазовая (химическая) однородность слоев в околошовной зоне. Кроме того целью проводимых исследований помимо собственно получения сплошного соединения является поиск режима, позволяющего подавить либо минимизировать эффект волнообразования в околошовной зоне.

Для изготовления термобиметалла «латунь Л63 + инвар 36Н» опробованы три режима сварки взрывом с соотношением массы заряда к массе плакирующей пластины 0,8, 0,9 и 1. Вид полученного образца приведен на рисунке 1. Образование устойчивой волновой картины в зоне соединения наблюдается начиная с 500 мм от начала сварки. Обнаружено, что режим №3 не обеспечивает достаточную прочность сцепления слоев.

Участки завихрений в граничной зоне зафиксированы при использовании режима №2. Высота волны составила порядка 0,45 мм, период – 1,1 мм. Анализ показывает, что участки завихрений содержат в себе смесь из элементов, составляющих свариваемые сплавы.



Рис. 1. Лист термометалла 36Н+Л63 размером 6х300х800 мм.

При использовании режима №1 волны в большинстве случаев имеют достаточно ровный и регулярный профиль, практически без зон завихрений и оплавов. Высота волны снизилась по сравнению со вторым режимом и составила порядка 0,3 мм. Период волны остался прежним 1,1 мм.

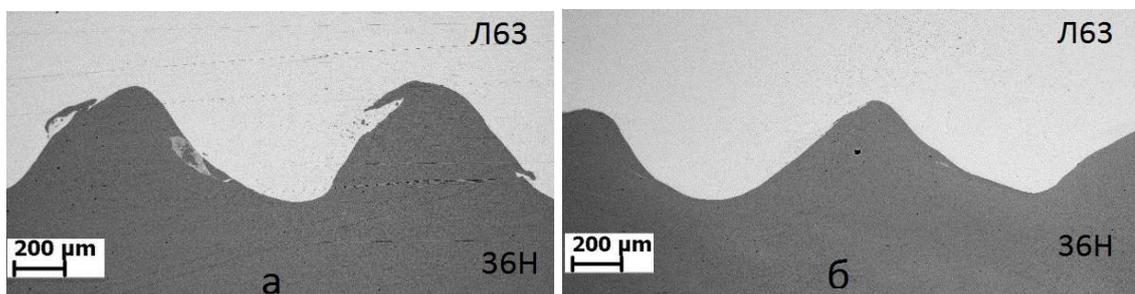


Рис.2. Микроструктура околошовной зоны термометалла латунь-инвар:
а – режим №2; б – режим №1.

Исходя из микроструктуры, представленной на слайде, можно сделать вывод, что режим номер 3 является более предпочтительным. В результате экспериментов по сварке взрывом по данным ультразвукового контроля получены образцы со 100% сплошностью соединения. Испытания на отрыв плакирующего слоя показали прочность соединения 330 МПа. Образцы выдержали испытания на изгиб без признаков расслоения.

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

ОЦЕНКА ИЗМЕНЕНИЯ ПЛОТНОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Ф-3М и КоФП ПОСЛЕ ТВЕРДОФАЗНОЙ ЭКСТРУЗИИ

Кобзев Д.Е. молодой ученый, Баронин Г.С., Комбарова П.В., Быкова Н.Н.

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

Введение различного рода наполнителей в полимерные материалы сопровождается формированием нового комплекса эксплуатационных свойств получаемых композиций и в частности влияет на плотность.

В данной работе представлены результаты исследований плотности образцов фторполимерных молекулярных композитов после твердофазной экструзии. В качестве объекта исследования использовали фторопласт марки Ф-3М, модифицирующая добавка - кобальт-фторорганический порошок (КоФП) - продукт полученный путем посадки на микрочастицы фторполимерных порошков наноразмерных кобальтсодержащих кластеров.

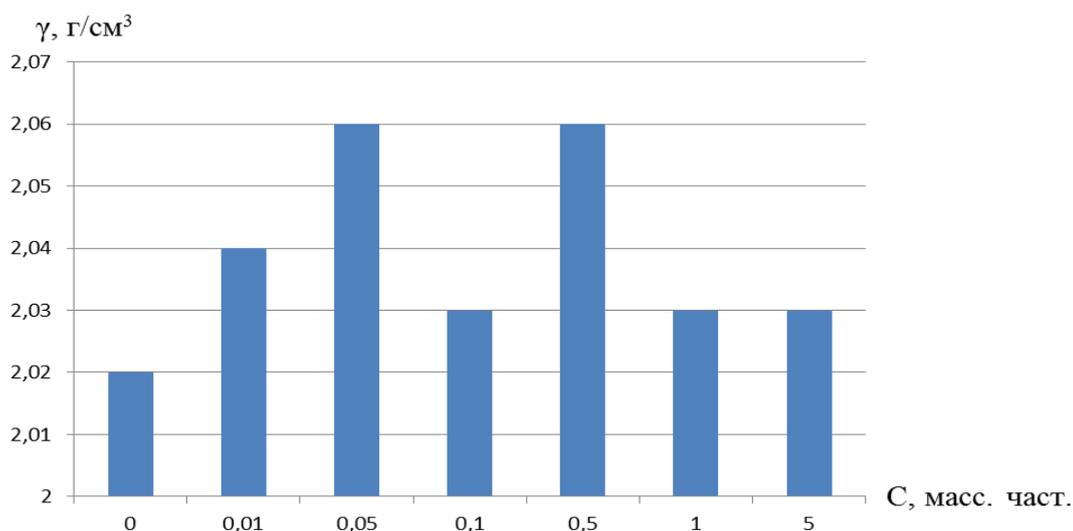


Рис.1. Диаграмма изменения плотности образцов Ф-3М +КоФП после твердофазной экструзии.

Экспериментальные данные свидетельствуют об изменении плотности образцов в зависимости от концентрации модифицирующей добавки, и эта зависимость имеет экстремальный характер. При данных условиях обработки ($\lambda_{\text{экс}}=2,07$, $T_{\text{экс}}=22^{\circ}\text{C}$) для достижения наибольшего значения показателя плотности целесообразно использовать концентрацию КоФП 0,05 масс. част.

Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ РФ, код проекта НШ–2411.2014.3.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МОЛЕКУЛЯРНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ФТОРОПЛАСТА Ф-3М НАНОЧАСТИЦ КРЕМНИЯ

Худяков В.В. аспирант, Баронин Г.С., Дмитриев О.С., Завражин Д.О.

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

В данной работе рассматриваются результаты исследований полимерных композитов, полученных на основе фторопласта Ф-3М и наномодификатора, полученного молекулярным смешением ПТФЭ и SiO_2 [1].

В данной работе приведены характеристики тепло- и температуропроводности, а также триботехнические характеристики (весовой и объёмный износ) полимерной системы от концентрации наномодификаторов (0,01; 0,05; 0,1; 0,5; 1; 5 массовых частей на 100 массовых частей Ф-3М).

Исследование теплофизических характеристик проводилось с помощью информационно-измерительной системы неразрушающего контроля теплофизических свойств твердых материалов. Образцы для определения теплофизических свойств исследуемых материалов представляли собой пластины размером $50 \times 50 \times 20$ мм³ с хорошо отшлифованной одной поверхностью. Анализ триботехнических свойств проведен на машине трения в режиме абразивного износа. В качестве контртела использовалась шлифовальная сетка зернистостью К-150. Продолжительность испытания составила 20 мин, скорость вращения контртела — 12 об/мин.

Экспериментально полученные зависимости тепло- и температуропроводности, а также триботехнических показателей от концентрации наномодификатора, представлены на рисунках 1-4.

Результаты проведенных исследований показали, что наибольший эффект во всех используемых теплофизических методах исследования дают малые доли вносимых модификаторов, а именно 0,05 и 0,1 массовые части на 100 массовых частей Ф-3М.

Проведенные экспериментальные исследования теплофизических и триботехнических свойств дают основания заключить, что керамические наночастицы, закрепленные на поверхности частиц ультрадисперсного ПТФЭ в составе молекулярных композитов КФП (кремний-фторорганический порошок), теряют способность к агломерации, в то же время экстремально взаимодействуют с внешними компонентами полимерной системы на основе Ф-3М, сохраняя основной комплекс своих физических характеристик [2]. Данные результаты коррелируют с ранее проведенными исследованиями аналогичных характеристик наноматериала на основе фторопласта Ф-3М и наночастиц титана [3].

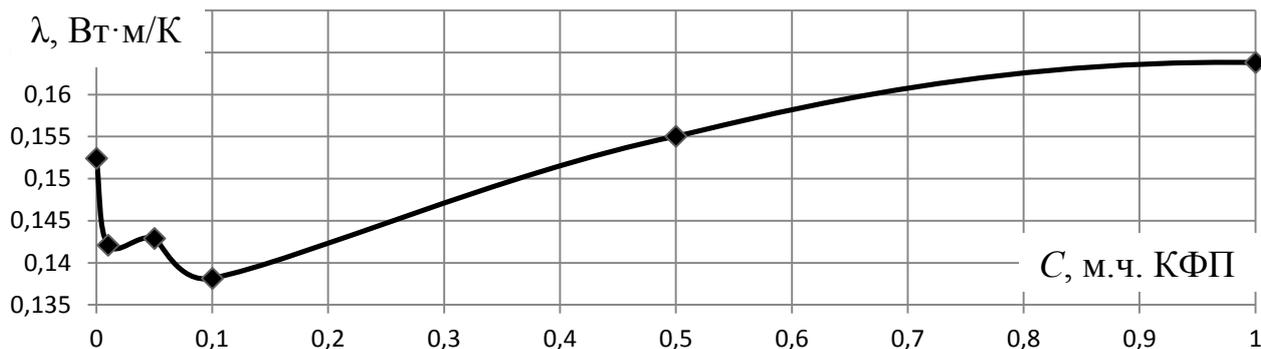


Рис.1. График зависимости теплопроводности полимерной системы Ф-3М + КФП от содержания модифицирующей добавки КФП.

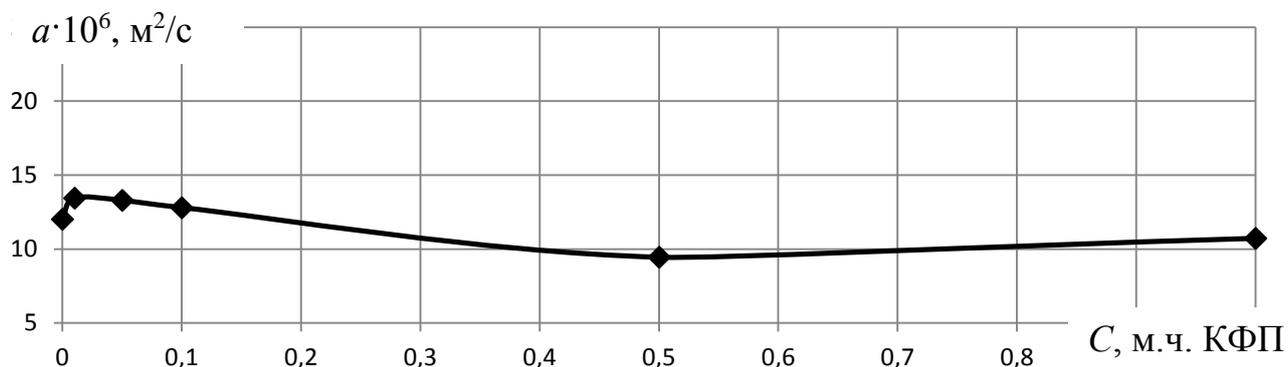


Рис.2. График зависимости температуропроводности полимерной системы Ф-3М + КФП от содержания модифицирующей добавки КФП.

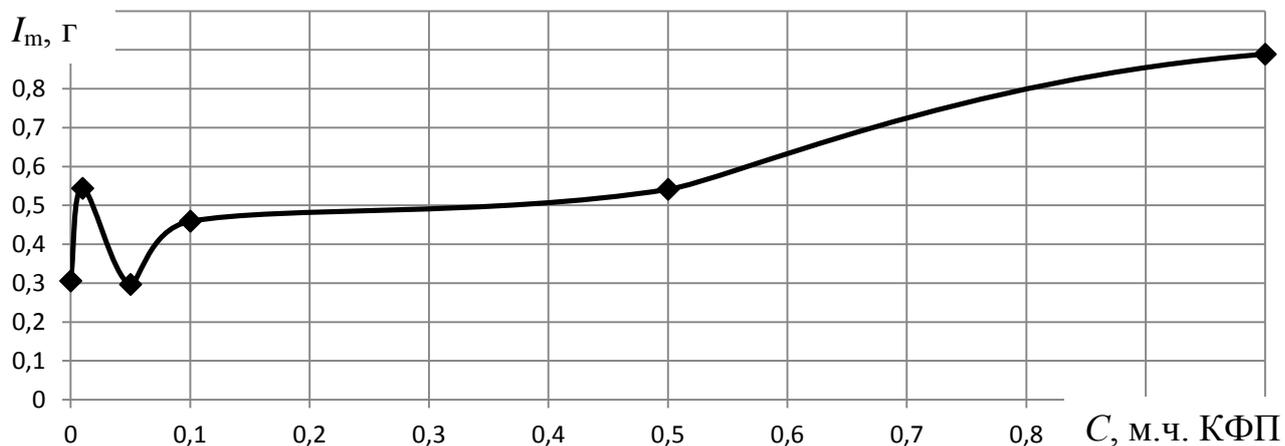


Рис.3. График зависимости весового износа полимерной системы Ф-3М + КФП от содержания модифицирующей добавки КФП.

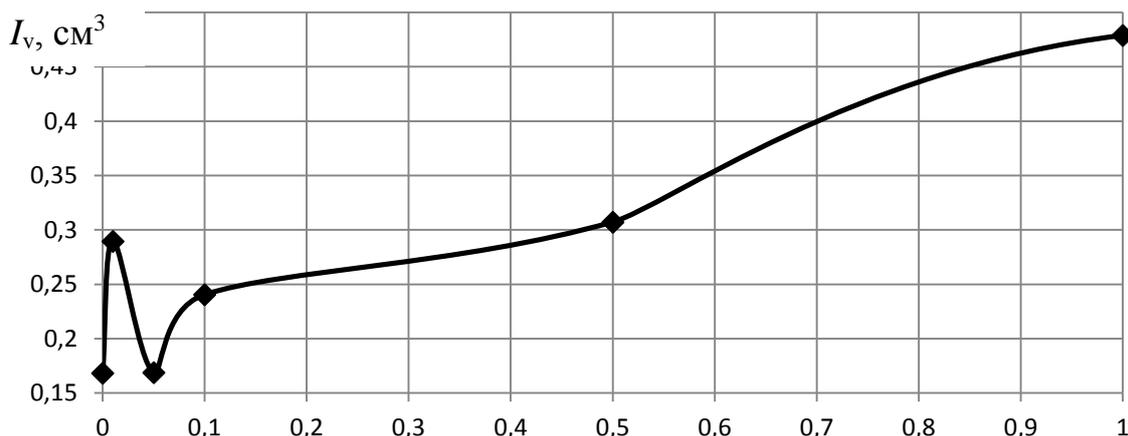


Рис.4. График зависимости объемного износа полимерной Ф-3М + КФПот содержания модифицирующей добавки C, м.ч. КФП

Список литературы:

1. Кантаев А.С. Фторидная технология производства композиционных материалов с использованием оксидов титана и кремния при переработке политетрафторэтилена // Автореферат дисс. на уч. ст. к.т.н., Томск – 2013.
2. Баронин Г.С., Бузник В.М., Юрков Г.Ю., Дьяченко А.Н., Худяков В.В., Завражин Д.О., Кобзев Д.Е. Эксплуатационные свойства фторполимерных нанокompозитов, полученных молекулярным смешением// Вестник Тамбовского Университета, Серия: Естественные и технические науки, Т. 18, вып. 4, 2013, с. 1982-1983.
3. Худяков В.В., Баронин Г.С., Дмитриев О.С., Завражин Д.О. Теплофизические и триботехнические свойства наноматериала на основе фторопласта Ф-3М и наночастиц титана // Материалы VI Международной научно-инновационной молодежной конференции 29-30 октября 2014 г. «Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент», Тамбов – 2014.

Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ РФ, код проекта НШ–2411.2014.3.

ТВЕРДОФАЗНАЯ ОБРАБОТКА ФТОРПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДЕФОРМАЦИИ ПРОСТОГО СДВИГА

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

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

В настоящее время одним из приоритетных направлений развития промышленного потенциала России является создание нового класса

материалов, обладающих более совершенными эксплуатационными характеристиками. Одним из распространенных способов получения подобных материалов является модифицирование известных полимеров углеродными и другими наполнителями. Как показывают экспериментальные исследования, изделия, получаемые из многокомпонентных полимерных систем, имеют улучшенные прочностные и теплофизические свойства. Выбор удовлетворяющих технологий получения подобных деталей и заготовок достаточно обширен – это и традиционные жидкофазные технологии, и перспективные твердофазные методы обработки давлением. Однако, применение каждой из них всегда должно быть экономически целесообразным и в данном случае выигрывают методы переработки полимерных материалов в твердой фазе (падающий термический режим), как энерго- и ресурсосберегающие.

В данной работе представлены результаты исследований особенностей комбинированной твердофазной экструзии фторполимерных молекулярных композитов. Непосредственный процесс обработки полимерных систем осуществлялся в специально изготовленной ячейке, объединяющей в себе два метода экструзии в один технологический цикл [1].

В качестве объекта исследования использовали политетрафторэтилен (ПТФЭ, ГОСТ 10007-08) в виде порошка. Модифицирующими добавками служили следующие материалы:

- кремний-фторорганический порошок (КФП) – полученный конденсацией продуктов пиролиза шихты, содержащей ультрадисперсный ПТФЭ и легко разлагаемые неорганические аммонийные фториды $(\text{NH}_4)\text{F}$, $(\text{NH}_4)_2\text{HF}_2$, $(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6$ [2];

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

- кобальт-фторорганический порошок (КоФП) - продукт полученный путем посадки на микрочастицы фторполимерных порошков наноразмерных кобальтсодержащих кластеров.

На представлены результаты изменения величины твердости (ГОСТ 24621-91 - определение твердости при вдавливании с помощью дюрометра твердость по Шору Д) исходных и модифицированных образцов. Отмечено экстремальное влияние модифицирующих добавок в области малых концентраций (0,05; 0,1 масс. част. на 100 масс. част. ПТФЭ), что говорит о равномерном распределении модификатора в полимерной матрице.

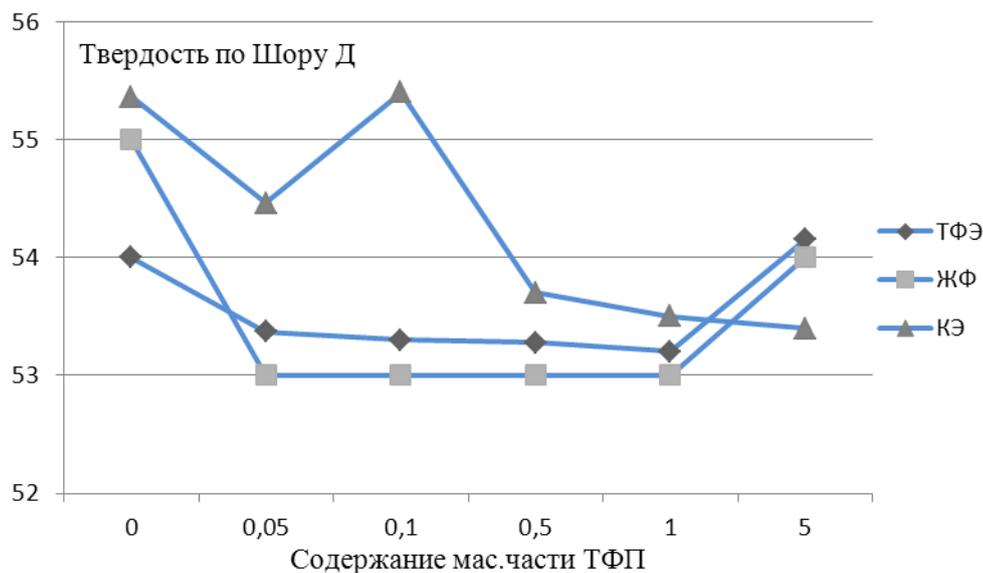


Рис. Диаграмма изменения величины твердости полимерного композита ПТФЭ + ТФП.

Экспериментально установлено, что образцы после комбинированной твердофазной экструзии обладают более высокими значениями твердости и прочности по сравнению с аналогичными образцами, переработанными по жидкофазной технологии. Это подтверждается результатами измерения величины разрушающего напряжения ($\sigma_{ср}$) в условиях поперечного среза. Величина $\sigma_{ср}$ образцов ПТФЭ+0.1 ТФП превышает в 2.5 раза аналогичные характеристики образцов, переработанных жидкофазной технологией и плунжерной твердофазной экструзией [3].

Список литературы:

1. Полуэктов В.Л. Особенности технологии комбинированной твердофазной экструзии, формирования структуры и свойств нанокомпозитов на основе фторполимеров / В.Л. Полуэктов, В.М. Бузник, Г.С. Баронин, В.В.Худяков / Вестник ТГТУ/ Том 11, №3 –2014 – С.432-438.
2. Бузник В.М. Металлополимерные нанокомпозиты / В.М. Бузник, В.М. Фомин, А.П. Алхимов и др. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2005. Интеграционные проекты СО РАН. – Вып. 2.-С 255– 260.
3. Полуэктов В.Л. Обработка фторполимерных молекулярных композитов в условиях комбинированной твердофазной экструзии / В.Л. Полуэктов Г.С. Баронин «Современные твердофазные технологии: теория, практика, инновационный менеджмент». Материалы VI Международной научно-инновационной молодежной конференции– Тамбов: Изд-во ИП Чеснокова А.В.- 2014-С 135-138.

Работа выполнена в рамках Госзадания №2014/219 (код проекта: 2079).

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЗАДАЧИ РЕЛАКСАЦИИ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИМ ЭЛЕМЕНТОМ И ЯЧЕЙКОЙ ДИСТАНЦИОНИРУЮЩЕЙ РЕШЕТКИ

Гусев^{1,a} М.П. аспирант, Данилов^{1,b} В.Л.

*¹⁻ Московский государственный технический университет им. Н.Э.
Баумана, Москва*

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

Тепловыделяющие элементы (ТВЭЛы) и дистанционирующая решетка (ДР) являются элементами тепловыделяющей сборки (ТВС) реакторной установки (РУ) [1]. ДР имеет сетчатую структуру и ТВЭЛы посажены с натягом в ячейках ДР. В процессе эксплуатации РУ в условиях высокой температуры и нейтронного облучения происходит проскальзывание ТВЭЛов вдоль ячеек, что снижает жесткость ТВС и может привести к деформированию сборки, превышающему проектные пределы [2]. Проскальзывание ТВЭЛов вызвано релаксацией контактного взаимодействия между ТВЭЛОМ и ячейкой ДР. Определение времени проскальзывания ТВЭЛов в процессе эксплуатации РУ и моделирование процесса релаксации контактного взаимодействия являются актуальными задачами и для их решения были произведены экспериментальные исследования [3] и разработана математическая модель релаксации контактного взаимодействия между ТВЭЛОМ и ячейкой ДР.

Основной расчетный модуль математической модели был разработан в конечно-элементном комплексе Ansys 12. На рис. 1 представлена конечно-элементная модель исследуемого объекта.

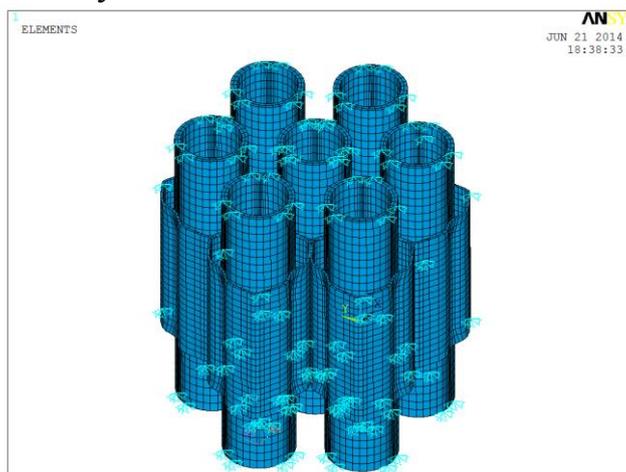


Рис. 1. Конечно-элементная модель объекта.

Конечно-элементная модель (рис. 1) состояла из 7 ТВЭЛов, запрессованных с натягом в ячейках ДР. Закрепление модели осуществлялось по шести свободным граням ячеек ДР и по узлам, лежащим на верхних и

нижних торцах твэлов (рис. 1). Нагружение модели производилось посредством натяга между трубчатой оболочкой твэла и внутренней поверхностью ячейки ДР.

Основной расчетный модуль математической модели задачи релаксации контактного взаимодействия построен на следующих базовых конечно-элементных соотношениях [4].

$$[K]\{\delta\} - \{F\} = 0, \quad (1)$$

где $[K]$ – матрица жесткости ансамбля, $\{\delta\}$ – вектор узловых перемещений, $\{F\}$ – вектор узловых сил, обусловленный внешними нагрузками, начальными напряжениями и деформациями.

Соотношение (1) является уравнением метода конечных элементов для линейной теории упругости. При выводе этого соотношения использовалась линейная связь между напряжениями и деформациями:

$$\{\sigma\} = [D](\{\varepsilon\} - \{\varepsilon_0\}) + \{\sigma_0\}. \quad (2)$$

где $\{\sigma\}$, $\{\sigma_0\}$ – вектора текущих и начальных напряжений в модели, $\{\varepsilon\}$, $\{\varepsilon_0\}$ – вектора текущих и начальных деформаций в модели, $[D]$ – матрица упругих постоянных.

Однако при решении задач ползучести, для которых справедлива нелинейная связь между напряжениями и деформациями, следует изменить только соотношение (2). В этом случае, связь между напряжениями и деформациями можно записать в общем виде следующим образом

$$F(\{\sigma\}, \{\varepsilon\}) = 0 \quad (3)$$

Решение уравнения (1) для нелинейных задач ползучести можно найти в случае подбора таких параметров $[D]$, $\{\varepsilon_0\}$ и $\{\sigma_0\}$, при которых уравнения (2) и (3) будут удовлетворяться при одинаковых значениях напряжений и деформаций.

Очевидно, что определение неизвестных параметров $[D]$, $\{\varepsilon_0\}$ и $\{\sigma_0\}$ целесообразно выполнять посредством итерационной процедуры.

При решении задач установившейся ползучести выполнение соотношения (2) обеспечивается подбором начальных деформаций $\{\varepsilon_0\}$, поскольку соотношение (3) записывается для приращений деформаций ползучести

$$\Delta\{\varepsilon_c\} = \frac{d}{dt}\{\varepsilon_c\}\Delta t, \text{ где } \frac{d}{dt}\{\varepsilon_c\} = \frac{d}{dt}\{\varepsilon\} = f(\{\sigma\}, T). \quad (4)$$

Решение основных уравнений метода конечных элементов в математической модели осуществляется методом Ньютона-Рафсона [4].

При решении задач ползучести важным является выбор соотношения (4) для скорости деформаций ползучести. Для термopрочностных расчетов элементов активной зоны РУ используется закон ползучести в форме Нортона, [5].

$$\xi_e^c = A\sigma_e^n \exp\left(-\frac{B}{T}\right), \quad (5)$$

где ξ_e^c – интенсивность скорости деформаций ползучести; σ_e^n – интенсивность напряжений; T – температура; A, n, B – экспериментальные коэффициенты.

Соотношение (5) используется для решения задачи релаксации контактного взаимодействия между твэлом и ячейкой ДР.

Разработанная математическая модель, построенная на соотношениях (1-5), позволяет определять релаксацию контактного взаимодействия между твэлом и ячейкой ДР в зависимости от времени и при известных значениях экспериментальных коэффициентов A, n, B в соотношении (5).

Список литературы:

1. Активные зоны ВВЭР для атомных электростанций / В.Д.Шмелев, Ю.Г.Драгунов, В.П.Денисов и др. - М.:ИКЦ "Академкнига", 2004. - 220 с.
2. Троянов В.М. Расчётно-экспериментальное обоснование термомеханики активных зон реакторов типа ВВЭР. Дисс. ... д-ра. тех. наук. Обнинск, 2003. - 237 с.
3. Гусев М.П., Данилов В.Л. Экспериментальное исследование релаксации контактного взаимодействия тепловыделяющего элемента и ячейки дистанционирующей решетки // Известия высших учебных заведений. Сер. Машиностроение. - 2014. - Вып. №10. - С. 64-69.
4. Метод конечных элементов в технике / Зинкевич О. - М.: Изд. "МИР", 1975. - 343 с.
5. The applicability of Norton's creep power law and its modified version to a single-crystal superalloy type CMSX-2 / O. Golan, A. Arbel, D. Eliezer, D. Moreno // Materials Science and Engineering A216. – 1996. – pp. 125-130.

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

ЦЕНТРОБЕЖНАЯ СВС-МЕТАЛЛУРГИЯ ЛИТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ni-AL-B

Икорников Д.М. аспирант, Санин В.Н., Юхвид В.И.

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черногловка, den@ism.a.c.ru

Жаропрочные интерметаллидные сплавы называют материалами следующего поколения. Наряду с высокой температурой плавления, они обладают привлекательным балансом химических и физических свойств среди них: высокая жаростойкость, низкая плотность, высокая теплопроводность, высокое сопротивление к окислению и др. Поэтому сплавы на основе интерметаллидов Ni, Fe, Ti и др. являются перспективными для создания новых высокотемпературных конструкционных материалов для силовых установок турбинного типа.

Среди них значительный интерес представляют материалы на основе алюминидов никеля. Проблема создания сплавов на основе NiAl включает выбор композиции, создание технологии производства из него полуфабриката и последующего его передела в узлы и детали конструкции. Однако в настоящее время все материалы на основе NiAl имеют недостаточную пластичность при нормальных температурах и недостаточную высокотемпературную прочность (низкое сопротивление ползучести).

Система Ni-Al-B представляется перспективной для формирования литых композитов поскольку имеющиеся публикации показывают возможность формирования так называемых τ -боридов с кубической структурой типа Me_3C_6 . Вызывает особый интерес возможность формирования в них цепочек со связью B-B. Можно предположить, что такие материалы могут иметь повышенные характеристиками жаростойкости и жаропрочности. Важно отметить, что область существования таких соединений достаточно широкая и может находиться в пределах $Ni_{20}(Al_{1-x}Ni_x)(Al_{1-y}B_{4y})_2B_6$, где коэффициенты x , y могут варьироваться от 0 до 1 формируя $Ni_{20.5}Al_{2.5}B_6$ ($x = 0,5; y=0$), $Ni_{20}Al_3B_6$ ($x = y = 0$), $Ni_{20}AlB_{14}$ ($x = 0, y = 1$) и др. Установлено, что структура таких боридов формируется путем частичного замещения атомов алюминия бором, что также будет способствовать снижению плотности формируемых материалов.

Целью настоящей работы явилось исследование возможности формирования литых сплавов в системе Ni-Al-B методом центробежной СВС-металлургии.

В общем виде химическую схему синтеза сплавов на основе алюминидов никеля можно представить следующим образом:



ЛД – легирующие/модифицирующие добавки ($Cr_2O_3, MoO_3, MnO_2, B, Hf$ и др.).

ЛЭ – легирующие/модифицирующие элементы (Cr, Mo, Mn, B и др.),

Порошковые смеси таких реагентов способны к горению в широком интервале концентраций. Температура горения может превышать 3000 °С, что позволяет получать продукты в литом состоянии.

Схема приготовления экзотермических составов включала: дозировку компонентов; смешивание; засыпку шихты в графитовые и последующее их размещение на роторе экспериментальной центробежной СВС-установки радиального типа. После воспламенения смеси электрической спиралью по смеси распространяется фронт горения. За фронтом горения формируется слой расплава продуктов горения. Расплав состоит из 2-ух фаз – металла и шлака (Al_2O_3). Вследствие их взаимной нерастворимости и значительной разницы в удельных весах под действием гравитации происходит фазоразделение. На завершающей стадии в результате теплообмена расплав остывает и кристаллизуется. ВТабл.1 представлен расчетный состав исследуемых сплавов

Состав, вес. %	Ni	Al	Mo	Cr	Mn	Hf	B
1	63	13,6	14,7	4,3	0,4	0,5	3,5
2	60	19	14	4	0,4	0,3	2,3

Закономерности горения и гравитационной сепарации продуктов синтеза.

Анализ образцов показал, что оптимальной областью для синтеза литых сплавов является 150 – 200g. Слитки, полученные в этих условиях, имели вес близкий к расчетному (около 98 вес. %), а потеря массы (разброс) состава в процессе горения не превышал 1,5 вес. %. Все образцы, полученные в оптимальном интервале значений g, имели литой вид, а металлический и оксидный слой легко разделялись на 2 слоя: 1 – целевой сплав, 2 – оксидный слой (Al_2O_3). На поперечном разрезе (шлифе) слитка остаточная пористость не наблюдалась. В центре верхней части образцов присутствовала небольшая усадочная раковина, что является характерным признаком литого состояния.

В экспериментах по синтезу при различных значениях g было установлено существенное увеличение скорости горения от 2 до 6,8 см/с для состава 2 и от 2 до 8,2 см/с для состава 1. Также найдено, что наряду со значительным ростом скорости горения, с ростом гравитации наблюдалось существенное снижение величины разброса ($\eta_{раз.}$), а глубина выхода целевого продукта ($\eta_{сл.}$) в слиток приближалась к расчетному значению, что указывает на оптимизацию процесса синтеза.

Исследование фазового состава и микроструктуры сплавов

По данным рентгеноструктурного фазового анализа (РФА) выявлено, что оба сплава формируются на основе трех фаз: интерметаллида–NiAl, т-борида – $Ni_{20}Al_3B_6$ и комплексного борида (Mo, Cr)B. При этом объемная доля каждой из фаз меняется. Увеличение концентрации Al и снижение B приводит к снижению объемной доли фазы $Ni_{20}Al_3B_6$.

На рис. 1 представлена микроструктура полученных СВС-продуктов при различном увеличении. Видно, что сплавы имеют композиционную структуру, структурные составляющие равномерно распределены по объёму слитка.

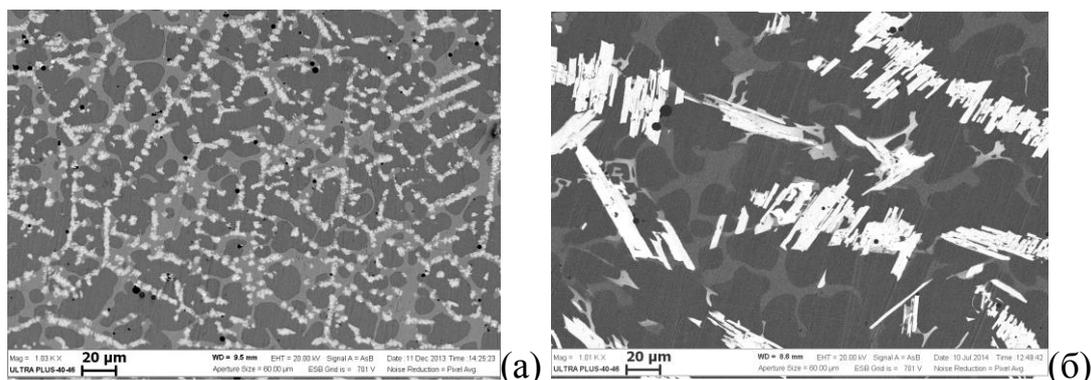


Рис.1. Микроструктура литых сплавов на основе NiAl: (а)-состав 1; (б)-состав 2.

Сравнивая размеры структурных составляющих сплавов 1 и 2, виден значительный эффект модифицирования при увеличении содержания бора (состав 1). В сплаве 1 (а) можно выделить 3 основные структурные составляющие: матрица, состоящая из твердого раствора замещения на основе NiAl (тёмно-серые области); крупные включения τ -борида $Ni_{20}Al_3B_6$ (серые выделения); пластинчатые выделения комплексного борида (Mo, Cr)B (светло-серые выделения). Основная часть Hf равномерно распределена в объёме сплава.

Испытания на жаростойкость

Из данных представленных на рис. 2 видно, что удельная скорость окисления сплава 1 при температуре 1100 °С, ведет себя не равномерно и после 1 часа выдержки практически не окисляется. Сплав 1 показал более высокие значения жаростойкости, что объясняется формированием высокодисперсной литой структуры алюминида никеля NiAl с выделениями τ -борида $Ni_{20}Al_3B_6$ и положительным влиянием легирующих добавок.

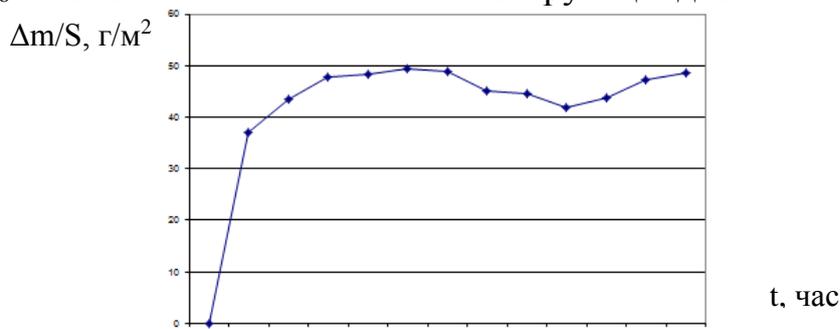


Рис. 2. Изменения массы образца от времени выдержки (1100 °С)

Синтезированные литые сплавы имели высокую жаростойкость и сравнительно низкую плотность 6,72 г/см³ (состав 1) и 6,46 г/см³ (состав 2). Учитывая полученные данные, можно рекомендовать сплавы к дальнейшим испытаниям на жаропрочность, пластичность и т.д., определяющие перспективу применения в качестве высокотемпературных конструкционных материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы». Соглашение № 14.578.21.0040.

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ СВС-МЕТАЛЛУРГИИ ЛИТОЙ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ЦИРКОНИЯ

Милосердов П.А. молодой ученый, Горшков В.А., Юхвид В.И.

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

Оксидные материалы на основе корунда (Al_2O_3) обладают рядом уникальных свойств, высокой прочностью, твердостью, низкой теплопроводностью, стойкостью к высокой температуре, расплавам металлов и т.д. Эти свойства позволяют широко использовать их в черной и цветной металлургии, производстве абразивных материалов, изготовлении литейных форм и т.д. Для улучшения свойств оксидной керамики на основе корунда в нее добавляют ZrO_2 . Оксид циркония при высоких температурах растворяется в оксиде алюминия, но при кристаллизации выпадает в отдельную фазу и происходит взаимное торможение роста зерен Al_2O_3 и ZrO_2 , благодаря чему возникает возможность получать ультрамелкозернистую структуру с равномерным распределением зерен ZrO_2 , сохраняющуюся после измельчения.

В данной работе показана возможность синтеза литых оксидных материалов методом СВС-металлургии для использования их в качестве сырья для производства обрабатываемого инструмента. С целью увеличения физико-механических свойств оксидной матрицы вместо Al_2O_3 синтезировали твердый раствор $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Cr}_2\text{O}_3$ с содержанием Cr_2O_3 от 4 до 8% – «Рубин».

Для синтеза литых оксидных композиционных материалов ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Cr}_2\text{O}_3 \times \text{ZrO}_2$) использовали две схемы химического превращения: 1 – горение с добавлением в исходную смесь оксида циркония и 2 – горение с добавлением в исходную смесь элементного циркония (восстановителя).

1. $\text{M}_1(\text{CrO}_3 + \text{Cr}_2\text{O}_3 + 7\text{Al} = 3\text{CrAl} + 2\text{Al}_2\text{O}_3) + \alpha\text{M}_2 (\text{ZrO}_2)$, $\alpha = (\text{M}_2/(\text{M}_1 + \text{M}_2) \times 100\%$, где: M_1 – массасмеси ($\text{CrO}_3 + \text{Cr}_2\text{O}_3 + 7\text{Al} = 3\text{CrAl} + 2\text{Al}_2\text{O}_3$), αM_2 – масса (ZrO_2)
2. $\text{MoO}_3 + \text{Al} + \text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Zr} \rightarrow \text{MoAl} + 95\% [(95\%) \text{Al}_2\text{O}_3 + (5\%) \text{Cr}_2\text{O}_3] + (5\%) \text{ZrO}_2$

Для (визуального и с помощью видеокамеры) изучения процесса горения эксперименты проводили в кварцевых стаканчиках высотой 50мм, диаметром 18мм в лабораторном СВС - реакторе объемом 3 л. со смотровыми окнами. При исследовании закономерностей синтеза литых оксидных материалов и наработки опытных партий продукта опыты осуществляли в СВС – реакторе, объемом 20 литров, а шихту помещали в графитовые формы диаметром 100 мм, высотой 250 мм. Реактор герметизировали, создавали начальное давление инертного газа 5МПа и инициировали смеси нихромовой или молибденовой спиралью.

В процессе синтеза из-за высокой температуры образуется расплав, в котором перемешаны все компоненты. Под действием силы тяжести расплав

разделяется на две фазы металлоподобную, состоящую из CrAl в первом случае и MoAl во втором и на оксидную, состоящую из $Al_2O_3 - Cr_2O_3 \times ZrO_2$.

В работы изучены закономерности получения литых композиционных оксидных материалов методов СВС – металлургии, подобраны оптимальные условия для полного отделения металлической фазы от оксидной и равномерного распределения оксида циркония в твердом растворе: $Al_2O_3 - Cr_2O_3$. Получен литой композиционный оксидный материал с равномерным распределением оксида циркония в оксидной матрице: $ZrO_2 \times Al_2O_3 - Cr_2O_3$.

Работа выполнена в рамках проекта Программы РАН № П26 “Исследование влияния термодинамической прочности исходных оксидов на горение и полноту химического превращения смесей термитного типа с конкурирующими химическими реакциями оксидов с Al и Zr”.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМУЕМОСТИ СВС-МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Ti-AL-C

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

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

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

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

В связи с этим предлагаются МАХ-материалы, получению и свойствам которых посвящено более 100 публикаций в зарубежной периодике, которые обладают рекордными характеристиками длительной прочности и высокой перспективностью их применения. Исследования процессов синтеза и нанесения защитных покрытий из вышеупомянутых материалов представляют огромный интерес как фундаментальной, так и прикладной науки.

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

Большими возможностями в этом плане обладают методы высокотемпературного синтеза (СВС) и теплового взрыва. Эти методы,

основанные на использовании внутренней химической энергии исходных реагентов, являются примером очень выгодной организации процесса синтеза с тепловой точки зрения.

Методы СВС обладают большими преимуществами по сравнению с классическими методами получения вышеупомянутых материалов, но, к сожалению, им присущи и недостатки. Одним из больших минусов высокотемпературного синтеза является большая удельная пористость получаемых материалов.

Проблема формуемости является одной из основных при разработке СВС-технологии. Для решения этой проблемы был предложен метод СВС-сжатия, сущность которого заключается в сдвиговом деформировании СВС-материала непосредственно после синтеза под действием постоянного невысокого давления (~10-100 МПа) в условиях свободного одноосного сжатия. Основной характеристикой такого процесса является кривая зависимости степени формоизменения от времени задержки перед прессованием и приложенного давления.

Процесс получения образцов для исследований осуществлялся в следующей последовательности. Таблетка цилиндрической формы диаметром 12 мм, высотой 15 мм и относительной плотностью 60 % размещалась в середине стальной подложки (рис.1). В верхней части таблетки инициировалась волна горения в режиме СВС при помощи вольфрамовой спирали. Далее осуществлялось прессование под давлением P от 2,5 до 20 МПа

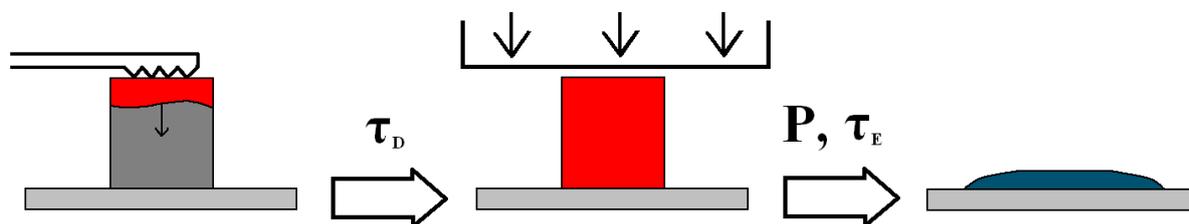


Рис. 1. Схема свободного СВС-сжатия.

Одним из важнейших технологических параметров, определяющих способность материала к формованию, является время задержки (время от начала инициирования химической реакции до приложения давления к синтезированному материалу). Значение времени задержки τ_D было принято в диапазоне от 0 до 10 секунд. В качестве критерия формуемости СВС-материалов была выбрана степень формоизменения, определяемая по формуле:

$$\psi = (S_k - S_n) / S_k,$$

где S_k – площадь горизонтального сечения деформированного СВС-материала, S_n – площадь горизонтального сечения исходной шихтовой заготовки.

Исследование формуемости синтезированного материала на основе МАХ-фаз системы $Ti - Al - C$ позволило выявить его способность к макропластическому течению при небольших давлениях (~10 МПа).

ХАРАКТЕР ПОВЕДЕНИЯ ГОРЕНИЯ ВОДОРОДО-ВОЗДУШНЫХ СМЕСЕЙ НА НИЖНИХ КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ ПРЕДЕЛАХ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ПЛАМЕНИ

Балаян Г.В. аспирант

ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черногловка

Работа посвящена принципиальным для оценки водородной безопасности проблемам корректного расчета нижнего предела воспламенения и распространения горения из области поджига бедной водородно-воздушной смеси.

Эксперименты по влиянию ингибиторов ранее проводились, в том числе в нашей лаборатории, и было выявлено, что некоторые из этих добавок весьма эффективно воздействовали на КПП (концентрационный предел распространения пламени) водородо-воздушных смесей, но только при концентрации водорода более 10%. Более того, при добавлении 1% эффективной присадки верхний КПП резко падает, чего не наблюдается в нижних пределах. И для того, чтобы выяснить суть их действия при малых концентрациях водорода, нам надо было понять с химической точки зрения характер поведения горения водородо-воздушных смесей на нижних КПП. По теории количество кислорода в бедных смесях более чем достаточно для полного возгорания водорода, но этого не происходит.

В работе выяснено сколько выгорело водорода. Оказалось, что например из 7% выгорело примерно половина и значит выделяется тепло:

$$Q = 57000 \times 0,07 \times 0,52 = 2074 \text{ Дж}$$

Теплоемкость равна 7,5 кал/моль а значит:

$$\Delta T = Q / C = 2074 / 7,5 = 277$$

$$\text{Следовательно } T^{\circ}\text{C} = T_0 + \Delta T = 20 + 277 = 297^{\circ}\text{C}$$

$$T \text{ К} = 293 + 277 = 570 \text{ К}$$

При этой температуре водород не должен воспламеняться, потому что скорость разветвления намного меньше скорости обрыва, что получил объяснение явлением ячеистого структурного горения.

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

Обработка полученных данных о давлении позволила заключить, что при 4% водорода воспламенение отсутствует, а при 5%: давление уменьшалось на 0,004 атм. При 6% водорода давление в объеме уменьшалось на 0,015 атм,

причем изменение давления наблюдалось только на верхнем датчике, что можно трактовать как слабое горение, направленное снизу вверх. При концентрациях водорода, выше 7 % процесс протекает значительно интенсивнее.

В большинстве экспериментальных работ для интерпретации результатов, как правило, дополнительно проводились расчеты адиабатического равновесного давления при постоянном объеме. Совпадение измеренных и расчетных значений давления позволяло определить концентрационный предел, при котором горение захватывало весь объем камеры. В экспериментах такое совпадение наблюдалось при концентрации водорода 10% и выше.

Результаты вычислительных экспериментов показали, что 5 %-ная молярная доля водорода определяет нижний предел возникновения цепной экзотермической реакции окисления водорода в водородно-воздушной смеси при нормальных условиях, однако такая концентрация не способна обеспечить самоподдерживающуюся реакцию и она, в этом случае, затухает при удалении от места поджига. При дальнейшем увеличении молярной доли водорода в однородной среде возникает неустойчивое горение, а самоподдерживающееся устойчивое распространение пламени получено только при достижении концентрации водорода ~10 %.

Список литературы:

1. McBride B.J., Gordon S., Reno M. A. Coefficients for calculating thermodynamic and transport properties of individual species // NASA Technical Memorandum 4513. – 1993. – 89 p.
2. Fernandez - Galisteo D., Sanchez A. L., Lilian A., Williams F. A. One-step reduced kinetics for lean hydrogen-air deflagration // Combust. Flame. – 2009. – Vol. 156. – P. 985–996.
3. В.В. Азатян, Ю.Н.Шебеко, И.А. Болодьян, В.Ю. Навценя. Влияние разбавителей различной химической природы на концентрационные пределы распространения пламени в газовых смесях.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ГАЗИФИКАЦИИ МЕЛКОДИСПЕРСНОГО ТОПЛИВА

Жаворонков А.И. аспирант, Жирнов А.А., Салганский Е.А.

***Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка,
zhavoronkov1@mail.ru***

Работа посвящена экспериментальному исследованию интенсификации воздушной газификации твердого топлива. Существует несколько способов увеличения производительности реактора-газификатора плотного слоя. Один из

способов - увеличение расхода окислителя, однако этот способ имеет ограничение, связанное с нарушением плотного слоя шихты при больших расходах окислителя (образование псевдооживленного слоя). Другой способ - увеличение удельной поверхности реагирования топлива за счет уменьшения размера его частиц.

Исследование интенсивности процесса горения особо актуально для газификаторов твердого топлива.

В рамках поставленной задачи был использован способ увеличения производительности за счет уменьшения размера частиц топлива.

Особенно интересно использовать этот способ в реакторах газификаторах плотного слоя со сверхадиабатическим разогревом, когда все преимущества газификатора этого типа, в том числе высокий КПД газификации, сочетается с одновременным увеличением производительности процесса.

Поэтому, первоочередной задачей, стояло осуществление сжигания пылевидного топлива в плотном слое в режиме рекуперации тепла.

Лабораторные исследования интенсификации процесса горения проводились в вертикальном шахтном реакторе непрерывного действия (рис.1)

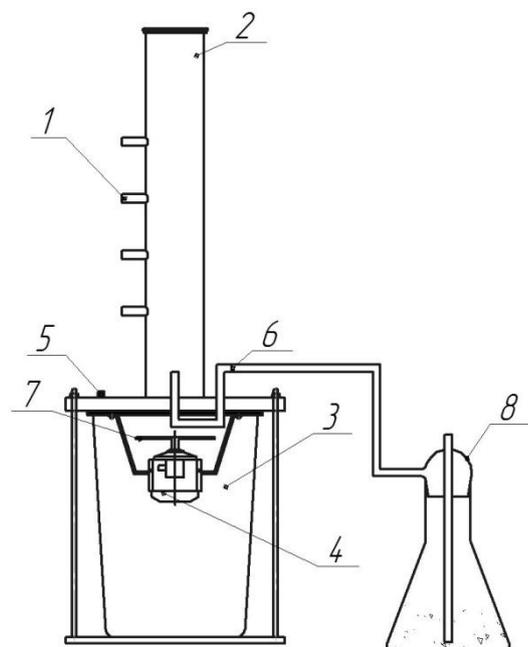


Рис. 1. Схема экспериментальной установки.

1 – канал для установки термопары, 2 – кварцевый реактор, 3 – бак для отработанного инерта, 4 – электропривод тарельчатого питателя, 5 – штуцер для подачи газообразного окислителя, 6 – трубка для подачи пылевоздушной смеси, 7 – тарельчатый питатель, 8 – колба с пылевидным топливом

Реактор диаметром 66 мм заполненный дробленым инертным материалом фракции 7-10 мм, во внутренний объем которого подавалось пылевидное топливо (фракции <math><0,16\text{ мм}</math> и $0,16 - 0,5\text{ мм}$).

Пылевидное топливо подавалось в объем реактора через трубку, выполненную из нержавеющей стали, закрепленную в нижней части реактора по центру.

Было отмечено, что при использовании такой методики происходит расширение фронта горения (рис.2) вследствие увеличения скорости горения мелкодисперсного топлива (и соответственно уменьшения удельных теплотерь) в результате чего возникает необходимость увеличивать скорость загрузки/выгрузки инертного материала из реактора и увеличение длины самого реактора.

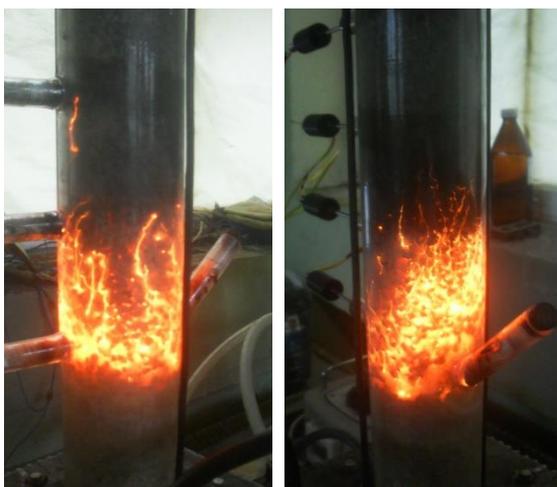


Рис.2. Фронт фильтрационного горения мелкодисперсного топлива в реакторе непрерывного действия.

На рис. 3 представлены температурные профили фронта горения в реакторе непрерывного действия. Нулевой момент времени соответствует инициированию процесса, скачки температуры на температурных профилях первой и второй термопар соответствуют

разгрузке из реактора инертного материала. Как видно из графика температуры на уровне двух термопар практически одинаковые, таким образом, фронт горения \sim равен двум диаметрам реактора.

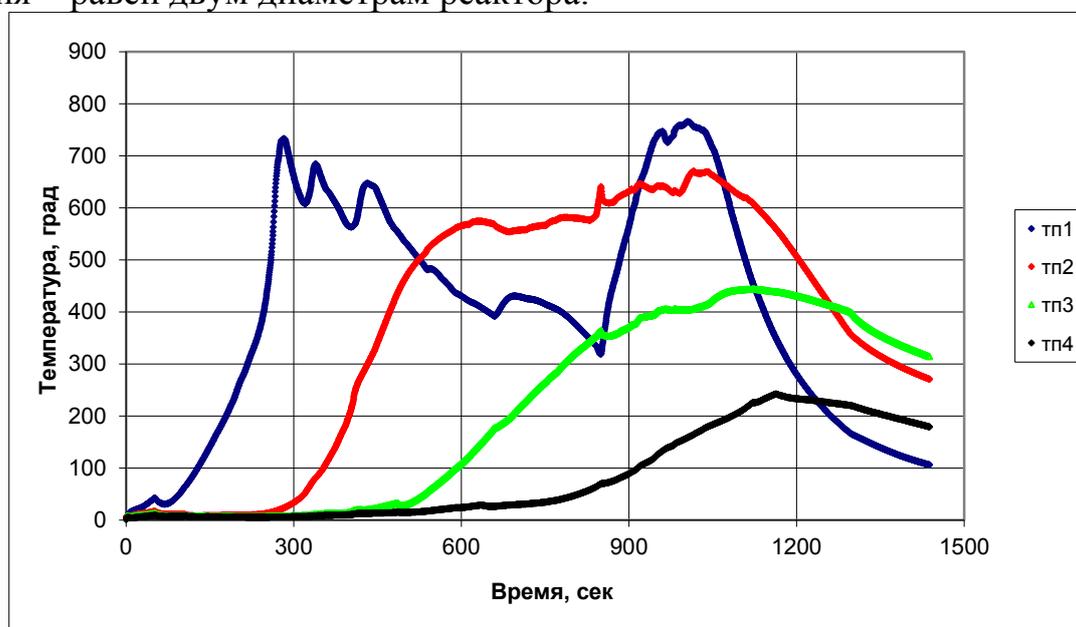


Рис.3. Температурные профили фронта горения в реакторе-газификаторе непрерывного действия.

В ходе проведения экспериментов, выявили, что при уменьшении размера частиц, увеличивается количество подаваемого топлива в объем реактора, при фиксированной подаче воздуха в колбу с пылевидным топливом. Для упрощения подачи пылевидного топлива в реактор, следует поддерживать влажность топлива в пределах 5 – 7% и подвоздушивать его.

В результате исследования показана принципиальная возможность подачи пылевидного топлива и его сжигание в плотном слое инерта, что позволяет сделать вывод о работоспособности выбранной схемы, используемой с целью интенсификации процесса фильтрационного горения.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕДЕЛОВ УСТОЙЧИВОСТИ ФРОНТА ГОРЕНИЯ БИДИСПЕРСНЫХ СМЕСЕЙ

Подлесный Д.Н. аспирант, Зайченко А.Ю.

*Институт проблем химической физики РАН,
Черноголовка, dim1990@mail.ru*

В настоящее время существует множество технологий термической переработки углеродсодержащих материалов, из которых самым эффективным способом является газификация. Особый интерес представляет газификация в фильтрационном режиме со сверхadiaбатическим разогревом. Однако при изучении процессов фильтрационного горения в пористой системе, содержащей твердое горючее и пористый негорючий материал, при вынужденной фильтрации газообразного окислителя в ряде случаев наблюдается возникновение и развитие неустойчивости фронта горения, что приводит к нарушению равномерного протекания процесса газификации. Одним из способов устранения неустойчивости является применение наклонного вращающегося реактора-газификатора (рис.1). В наклонном вращающемся реакторе процесс горения может быть стабилизирован, подавляя неустойчивости плоского фронта горения, за счет перемешивания материала. Однако до сих пор не было проведено систематического исследования влияния изучаемых параметров (расход окислителя, фракционный и процентный состав компонентов смеси), ограничивающих применимость газификаторов данного типа.

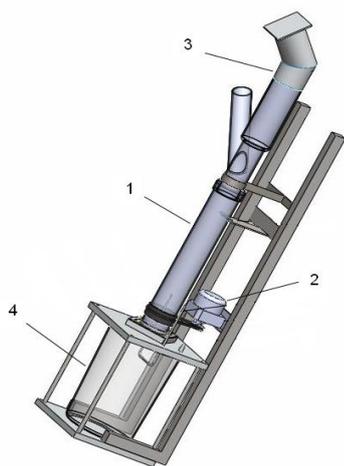


Рис.1. Схема экспериментальной установки: 1 – цилиндрический реактор, 2 – электродвигатель, 3 – загрузочный бункер, 4 – разгрузочный бункер.

В рамках исследования параметрической области устойчивости фронта волны фильтрационного были проведены экспериментальные исследования на бидисперсной смеси инертный материал - углерод с различным содержанием топлива в смеси. В качестве инертного материала использовался дробленый шамотный кирпич фракции 5-7 мм, в качестве углеродсодержащего топлива использовался каменный уголь различного фракционного состава – 5-7 мм и 1-2 мм, с содержанием мелкой фракции в смеси от 0 до 40%. Были определены пределы существования устойчивого фронта горения для смеси с содержанием топлива в шихте 50, 60, 70 %.

На рис. 2. представлены результаты экспериментальных исследований предела устойчивости фронта горения с различным содержанием горючего в

исходной смеси (50-70%) и мелкой фракции топлива (5-40%), а также их примеры.

На графике области значений равные 1 соответствуют устойчивому протеканию процесса, 0,5 – с незначительными нарушениями профиля фронта, не влияющими на общее протекание процесса газификации и 0 – неустойчивому протеканию процесса. Для наглядного представления на рис.3. приведены фотографии фронта горения соответствующим индексам.

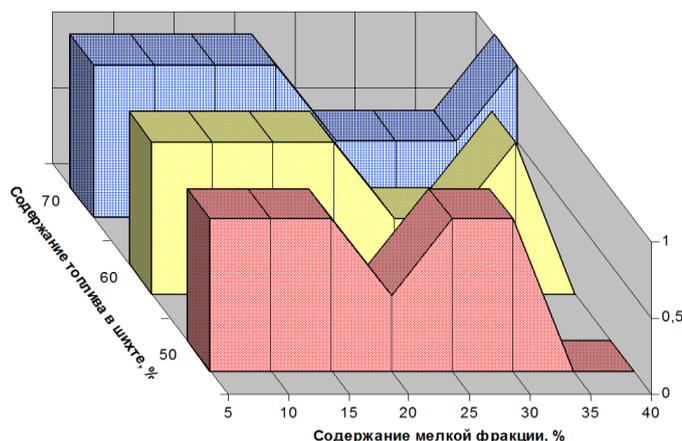


Рис.2.

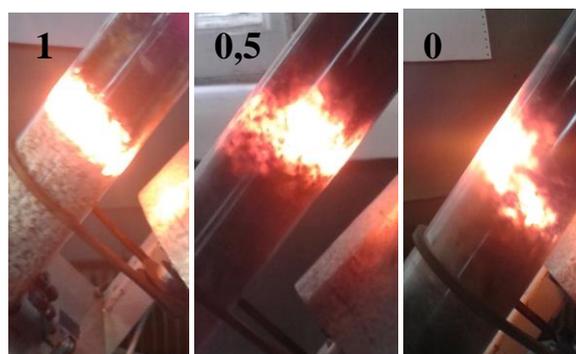


Рис.3.

Представленные результаты являются начальным этапом по исследованию пределов существования устойчивого фронта горения углерода во вращающемся реакторе-газификаторе.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ИСХОДНОЙ ШИХТЫ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ Ti-Al-C, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВС-ПРЕССОВАНИЯ

Зарипов¹ Н.Г., Галышев¹ С.Н. аспирант, Хидиятов¹ А.В. студент, Столин² А.М., Бажин² П.М.

¹-ФГБОУ Уфимский государственный Авиационный технический Университет, Уфа, khidiyatov.aibulat@mail.ru

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

С недавнего времени внимание исследователей привлекает синтез так называемых МАХ фаз, благодаря своим уникальным свойствам. Это семейство соединений $M(n+1)AX_n$, $n = 1, 2, 3$, M – легкий переходный металл первых переходных групп, обладающий свойствами металла и керамики, A – элемент из групп с 13 по 15 и X – углерод или азот. Как металлы они имеют хорошую

электро- и теплопроводность, являясь относительно мягкими. Как керамика имеет сравнительно хорошую термостойкость и стойкость к абразивному воздействию.

Основной метод получения таких химических соединений – метод порошковой металлургии, требующий больших затрат энергии и времени, большого числа технологических операций прессования. Альтернативой порошковой металлургии является технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), позволяющая снизить энергозатраты, упрощающая процесс получения соединений системы Ti-Al-C.

Основным недостатком большинства СВС методов является высокая пористость продуктов синтеза, что очень негативно сказывается на возможности их применения. Для устранения этого недостатка используется компактирование к еще горячим и пластичным продуктам, непосредственно после синтеза, путем приложения внешних нагрузок. Одним из таких методов является – метод СВС-прессования. Сущность этого метода заключается в уплотнении и формовании материала в закрытой пресс-форме под действием постоянного давления.

Во время СВС-прессования материал подвергается пластической деформации. Для СВС-материалов такая деформация может осуществляться лишь в характерном температурном диапазоне от температуры горения до температуры живучести, выше которой материал обладает еще способностью к пластическому деформированию, а ниже затвердевает и теряет свои пластические свойства.

Исходный образец представлял собой таблетку из прессованной шихты, состоящей из смеси порошков титана (ПТМ), алюминия (АСД-4) и сажи. Состав шихты рассчитывался на стехиометрический состав Ti_2AlC с повышенным содержанием алюминия. Атомарное соотношение компонентов Ti:Al:C составляло 2:1,25:1.

Таблетку цилиндрической формы диаметром 28 мм, высотой 30 мм и относительной плотностью 60% размещали в стальной пресс-форме (рис. 1). Между исходной таблеткой и стенкой пресс-формы была проложена асбестовая ткань.

В верхней части таблетки инициировали волну горения в режиме СВС при помощи вольфрамовой спирали и подсыпки из смеси порошков титана и сажи. Через 5 секунд после инициации осуществлялось прессование под давлением $P = 100$ МПа.

В данной работе проведено исследование микротвердости материала системы Ti – Al – C, вышеупомянутого состава, полученного методом СВС-прессования.

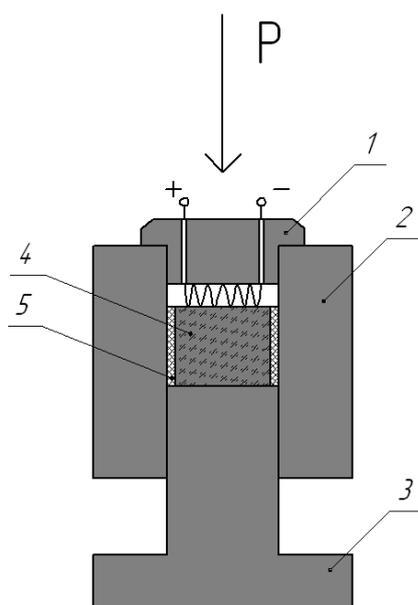


Рис.1. Схема эксперимента: 1- Поджиг с вольфрамовой спиралью, 2- Пресс-форма, 3- Пуансон, 4- Шихтовая таблетка, 5- Асбестовая ткань.

АНАЛИЗ ЗАВИСИМОСТИ ЭКСТРУДИРОВАННОЙ ЧАСТИ ОБРАЗЦА НА ОСНОВЕ MoSi_2 ОТ КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА СВЧ-ЭКСТРУЗИИ

*Сагидоллаев¹ А.С. магистрант, Кылышбаев¹ К.Т. магистрант,
Паршин² Д.А., Стельмах² Л.С.*

¹- НИТУ "Московский институт сталей и сплавов", Москва

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

Дисилицид молибдена - металлоподобное соединение, обладающее металлической электропроводностью, также она отличается высокой окислительной стойкостью (сопротивление окислению) при температурах 1300 – 1700°C. Это объясняется образованием на поверхности MoSi_2 газонепроницаемой стеклообразной пленки, состоящей преимущественно из SiO_2 . Следовательно, благодаря этим качествам, этот материал хорошо применим в качестве перспективного конструкционного материала для компонентов высокой температуры в аэрокосмической, автомобильной, газовых турбин, газовых горелок, сопл, высокотемпературных фильтров и нагревателей.

Наиболее распространенный способ получения чистого MoSi_2 - спекание порошков молибдена и кремния, но этот процесс сам по себе многостадийный и

энергоемкий. Разработанный в ИСМАН метод СВС-экструзии, в отличие от традиционных методов порошковой металлургии, сочетает синтез материала и получение из него изделия в одной технологической стадии и в одной установке. Это позволяет сократить число и длительность операций, свести к минимуму энергозатраты, значительно упростить оборудование.

Решением основных проблем, связанных с подборкой оптимальных параметров при СВС-экструзии, может решить математическое моделирование. Предметом настоящей работы стало изучение и анализ зависимостей экструдированной части образца на основе $MoSi_2$ от угла конусной части матрицы (рис.1), массы таблетки и толщины теплоизолирующего материала (асбеста).

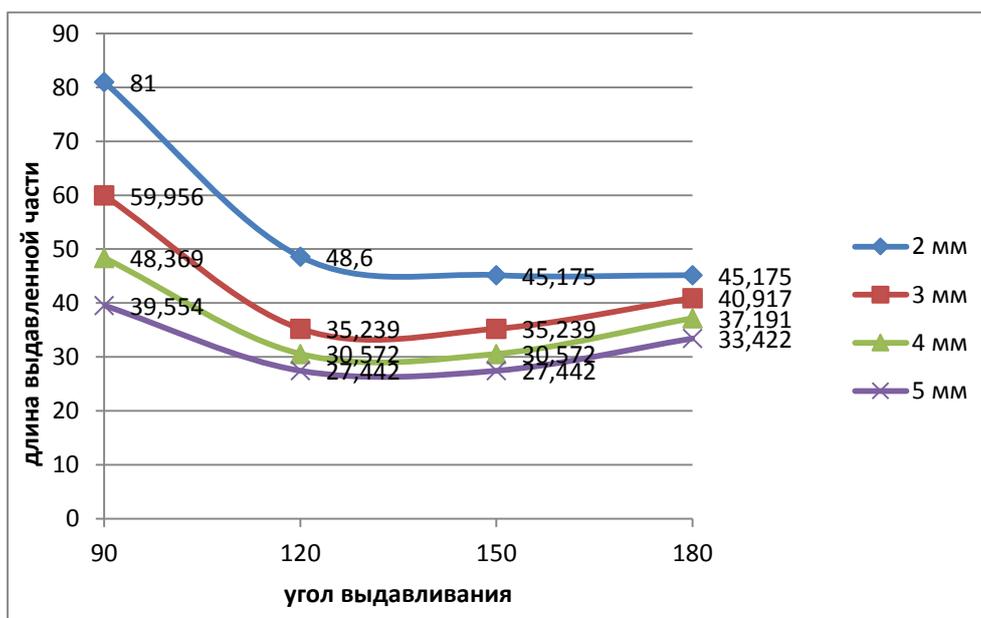
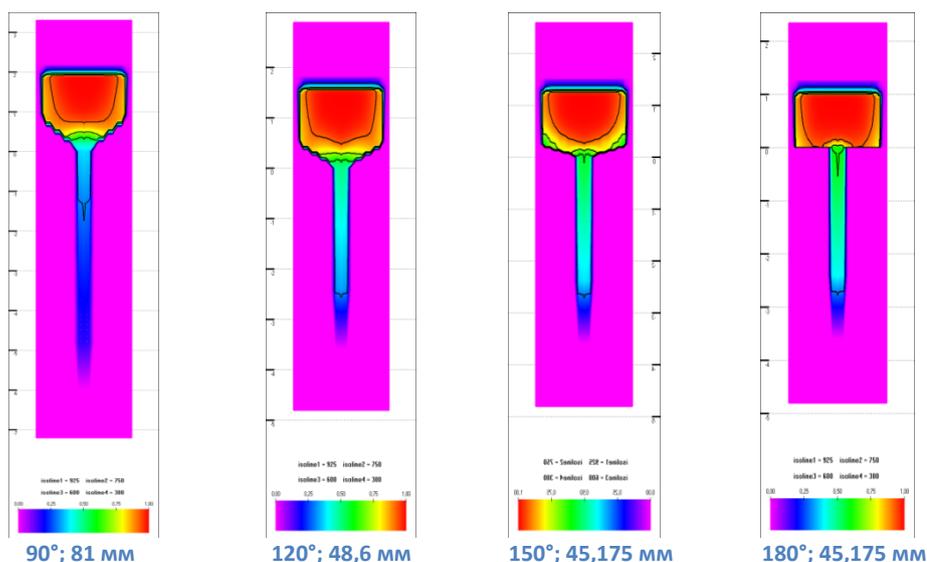


Рис.1. Образцы, выдавленные при различных углах матрицы.

Проведенное моделирование, показывает, что при увеличении угла формирующей матрицы (толщина 2 мм) длина выдавленной части образца уменьшается. Продавленные через матрицы 3,4 и 5 мм образцы дали иной результат. Максимальные показатели выдавленной части получили при угле 90°, минимальные при 120° и 150°. При данных расчетах постоянными величинами оставались размер матрицы (при каждом опыте взяты были матрицы с радиусами 2,3,4 и 5 мм), толщина асбеста, которая составляет 1,5 мм, а также скорость плунжера, равная 20 мм/сек.

Аналогичные расчеты были проведены варьированием толщины изолирующего материала, которые показывают, что при увеличении толщины асбеста длина выдавленной через матрицу части образца увеличивается. Также получены результаты анализа зависимости длины продавленного образца от массы исходной таблетки.

ПОЛУЧЕНИЕ ДЛИННОМЕРНЫХ ИЗДЕЛИЙ НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗЫ СОСТАВА Ti – Al – СМЕТОДОМ СВС- ЭКСТРУЗИИ

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

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

Соединения на основе МАХ-фазы занимают промежуточное положение между металлами и керамикой. Обладая высокой тепловой и электрической проводимостью металлов, они сочетают в себе низкий удельный вес и превосходную жаростойкость керамических материалов, при этом сохраняя высокий модуль упругости, трещиностойкость и прочность на изгиб. Для получения длинномерных изделий был применен метод СВС-экструзии, как наиболее благоприятный и перспективный в деле достижения заданной формы и размеров синтезируемых изделий за десятки секунд, при этом позволяющий не прибегать к сложному и дорогостоящему методу порошковой металлургии – спеканию.

В предыдущих работах была исследована формируемость металлокерамических систем на основе Ti-Al-C в условиях свободного СВС-сжатия. Были исследованы зависимости степени деформации таких материалов от технологических параметров процесса синтеза, в частности времени задержки и давления, а также изучен характер взаимодействия между расплавленными продуктами горения и частично расплавленным поверхностным слоем стальной подложки.

Целью настоящей работы стало изучение технологических параметров СВС-экструзии, таких как время задержки, скорость плунжера пресса, давление прессования, наличие дополнительного подогрева исходных шихтовых заготовок, влияющих на микроструктуру и геометрические параметры синтезируемых изделий.

Исходная шихта готовилась в различных стехиометрических соотношениях титана, алюминия и сажи. Перед проведением СВС-экструзии проводилось предварительное одноосное холодное прессование для получения исходных шихтовых заготовок (таблеток) цилиндрической формы. Масса таблеток составляла 50 и 70 грамм, высота – 40-45 мм, относительная плотность таблетки – 60%. Эксперименты проводились при давлении прессования 10 МПа, скорости плунжера пресса 100 мм/с с предварительным нагревом таблетки до температуры 300 °С.

В результате проведенных экспериментов были получены длинномерные изделия, были найдены экспериментальные зависимости длины получаемых электродов, однородности и сплошности поверхности от технологических параметров процесса СВС-экструзии. Одним из таких параметров, определяющим способность материала к формованию, является время задержки (время от начала инициирования химической реакции до приложения давления к синтезированному материалу). Как показали эксперименты, область оптимальных значений, при которых получают образцы без дефектной поверхности и без видимых пор на срезе лежит в диапазоне 3 - 8 с при длине формирующего пояaska матрицы 3 мм. Материал находился под давлением в течении $\tau_E = 5$ с. Оптимальное давление прессования было установлено в диапазоне от 15 до 50 МПа.

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

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ СВС- ЭКСТРУЗИИ И ЕГО ПРИМЕНЕНИЕ

Чижигов¹ А.П. аспирант, Бажин¹ П.М., Столин¹ А.М., Константинов^{1,2} А.С.

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

²- ФГБОУ УГАТУ, Уфа

На сегодняшний день в технологии СВС существует несколько способов получения композитной наноструктурной керамики. Эти способы можно условно отнести либо к подходу «снизу-вверх», либо к подходу «сверху-вниз».

Общая особенность первого подхода состоит в использовании исходных ультрадисперсных тугоплавких порошков. Во втором подходе продукты горения подвергаются химической или механической обработке до получения наноразмерной структуры.

Малоисследованным, но перспективным технологическим направлением в СВС представляется получение компактных керамических материалов с наноразмерными элементами структуры в результате высокотемпературного синтеза продуктов горения. Здесь главная задача состоит в том, чтобы найти способы, позволяющие частицам продукта расти только до наноразмеров. Такая возможность реализуется в условиях сочетания процесса горения с высокотемпературным деформированием (СВС-экструзия), что вносит ряд совершенно новых особенностей в процесс структурообразования материалов.

В данной работе получен керамический наноструктурный материал методом СВС-экструзии за счет сочетания процесса горения экзотермической смеси исходных компонент с последующим сдвиговым пластическим деформированием. Изучалась возможность применения полученного материала в качестве электродов для электроискрового легирования. Наиболее полную и достоверную информацию о возможностях электрода, как материала упрочняющего инструмент, можно получить при изучении кинетических зависимостей эрозии анода и привеса катода при различных режимах ЭИЛ и оценке свойств сформированных покрытий (равномерности, сплошности, толщины, микротвердости, адгезии и т.п.). На основе этих зависимостей получены параметры технологического процесса электроискрового упрочнения инструмента для различных типов подложек. Получены зависимости коэффициента переноса материала. Изучены микроструктура и свойства покрытий.

Работа выполняется по проекту ФЦП "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы", ГК 14.575.21.0004.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ

Ф.И.О. участника	Номер страницы	Ф.И.О. участника	Номер страницы
Алдошин С.М.	9	Михайлов А.А.	22
Андриевский Р.А.	11	Маркидонов А.В.	43
Аверичев О.А.	94	Петров Е.В.	56
Балаян Г.В.	85	Провоторов П.В.	65
Богданов А.С.	40	Полуэктов В.Л.	73
Воротыло С.А.	27	Пугачев Д.В.	54
Говоров В.А.	12	Подлесный Д.Н.	89
Галышев С.Н.	83	Размыслов А.В.	19
Гусев М.П.	76	Сагидоллаев А.С.	92
Гильберт С.В.	62	Санин В.В.	24
Денисов И.В.	37	Суворов Д.С.	39
Жаворонков А.И.	86	Сафаева Д.Р.	15
Звягинцева Н.В.	46	Сайков И.В.	68
Икорников Д.М.	79	Тарасов А.Г.	30
Кочетов Н.А.	50	Худяков В.В.	71
Колесникова Ю.Ю.	47	Хидиятов А.В.	90
Кочетков Р.А.	59	Чижиков А.П.	95
Ковалев И.Д.	51	Шкодич Н.Ф.	60
Кобзев Д.Е.	70	Шустов В.С.	32
Милосердов П.А.	82	Шишкин Т.А.	35
Малахов А.Ю.	13	Яцюк И.В.	18