

Министерство образования и науки Российской Федерации  
Волгоградский государственный технический университет  
Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН  
Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова  
Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана  
Всероссийский институт авиационных материалов  
Институт порошковой металлургии НАН Беларуси  
Научный центр порошкового материаловедения Пермского национального  
политехнического университета  
ООО «Системы для микроскопии и анализа»

## **НОВЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ НПМ-2014**

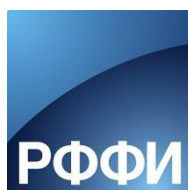
Сборник научных трудов  
VI Международной конференции

Волгоград, 16–18 сентября 2014 г.



Волгоград  
2014

*Конференция организована при информационной и финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (РФФИ), Министерства образования и науки Российской Федерации, Института металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Московского государственного университета им. М. В. Ломоносова, Московского государственного технического университета им. Н. Э. Баумана, Всероссийского института авиационных материалов, Института порошковой металлургии НАН Беларуси, Научного центра порошкового материаловедения Пермского национального политехнического университета, ООО «Системы для микроскопии и анализа», а также других предприятий, вузов и организаций.*



Печатается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

**Новые** перспективные материалы и технологии их получения НПМ-2014: сб. науч. тр. VI Международной конференции / Волгоград. гос. техн. ун-т. – Волгоград, 2014. – 278 с.

ISBN 978-5-9948-1541-0

Представлены новые результаты оригинальных исследований, проведенных в различных научных учреждениях и организациях Российской Федерации, стран ближнего и дальнего зарубежья в области композиционных материалов. Рассмотрены вопросы, касающиеся физико-химических аспектов получения наноматериалов и композиционных материалов, математического моделирования и механики композитов, порошковой металлургии, а также методов исследования и диагностики материалов.

Ил. 88. Табл. 10. Библиогр.: 201 назв.

ISBN 978-5-9948-1541-0

©Волгоградский государственный  
технический университет, 2014

## СОДЕРЖАНИЕ

|                                                                                                                                                                  |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <b>ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ</b> .....                                                                                                                                   | 13 |
| ПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ДЛЯ СЛОЖНЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ СИСТЕМ                                                                              |    |
| <b>Каблов Е. Н.</b> .....                                                                                                                                        | 13 |
| СОВРЕМЕННЫЕ АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫЕ СРЕДСТВА ДИАГНОСТИКИ КОНСТРУКЦИЙ                                                                                   |    |
| <b>Алешин Н. П.</b> .....                                                                                                                                        | 18 |
| РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ ОКСИДНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ СИСТЕМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОЛИЯДЕРНЫХ КОМПЛЕКСОВ МЕТАЛЛОВ В КАЧЕСТВЕ МОЛЕКУЛЯРНЫХ ПРЕКУРСОРОВ                     |    |
| <b>Новоторцев В. М., Доброхотова Ж. В., Коротеев П. С., Ефимов Н. Н., Гавриков А. В.</b> .....                                                                   | 19 |
| ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ: 3D-ПРОТОТИПИРОВАНИЕ, ЛАЗЕРНАЯ И ПЛАЗМЕННАЯ НАПЛАВКА И ДР.                              |    |
| <b>Леонтьев Л. И., Гельчинский Б. Р.</b> .....                                                                                                                   | 21 |
| ТОНКАЯ КОНДЕНСИРОВАННАЯ ФОЛЬГА МЕМБРАННЫХ СПЛАВОВ $Pd-Cu$ И $Pd-Ru$ : СТРУКТУРА И СВОЙСТВА                                                                       |    |
| <b>Иевлев В. М., Максименко А. А., Донцов А. И., Белоногов Е. К., Рошан Н. Р.</b> .....                                                                          | 23 |
| МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ.                                                                                                    |    |
| <b>Ляхов Н. З., Лиопо В. А., Григорьева Т. Ф., Овчинников Е. В.</b> .....                                                                                        | 25 |
| РОЛЬ СОВРЕМЕННОЙ АНАЛИТИЧЕСКОЙ ЛАБОРАТОРИИ В ХОДЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И ДИАГНОСТИКИ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ                                                            |    |
| <b>Холодова Е. М., Хаханов С. Н.</b> .....                                                                                                                       | 27 |
| <b>СЕКЦИЯ “НАНОМАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ”</b> .....                                                                                                                 | 29 |
| О РОЛИ ТРИБОХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ИЗНАШИВАНИИ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА И ДИСУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА                                              |    |
| <b>Адериха В. Н., Краснов А. П., Шаповалов В. А., Голубь А. С.</b> .....                                                                                         | 29 |
| О ЗАВИСИМОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ $Fe-Cr-Co$ ОТ РЕЖИМОВ МЕХАНОАКТИВАЦИИ                                                                         |    |
| <b>Алымов М. И., Капустин Р. Д., Петров Е. В., Сайков И. В., Гордополова Л. В.</b> .....                                                                         | 31 |
| СВОЙСТВА ОБЪЕМНОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ                                                                                       |    |
| <b>Белоусов Г. С., Омельченко А. В., Филиппов Г. А., Гетманова М. Е., Белоусов А. В.</b> .....                                                                   | 32 |
| СТРУКТУРНЫЕ И СУБСТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, МАКРОНАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ ОТЖИГЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНOK $Ag-Cu$ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНOK |    |
| <b>Босых М. А., Костюченко А. В., Куцев С. Б., Лукин О. А., Солдатенко С. А., Тураева Т. Л.</b> .....                                                            | 34 |
| НОВЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛА С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНО-                                                                                                       |    |

|                                                                                                                                                                                                            |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| СТЫЮ (ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ, СВОЙСТВА И ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ)                                                                                                                           |    |
| <b>Викарчук А. А., Романов А. Е.</b> .....                                                                                                                                                                 | 36 |
| СПЕЦИАЛЬНЫЕ СПЛАВЫ КАТОДОВ ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-AL-Si-N                                                                                                                      |    |
| <b>Волочко А. Т., Мисуно П. Н.</b> .....                                                                                                                                                                   | 38 |
| ДИСПЕРСИОННОГО УПРОЧНЕНИЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО НАНОДИСПЕРСНОГО ПЕРЛИТА НАНОРАЗМЕРНЫМИ ВЫДЕЛЕНИЯМИ                                                                                                           |    |
| <b>Гетманова М. Е., Изотов В. И., Илюхин Д. С., Филиппов Г. А.</b> .....                                                                                                                                   | 40 |
| РАДИО- И РАДИАЦИОННО-ЗАЩИТНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С НАНОСТРУКТУРНЫМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ                                                                                                                    |    |
| <b>Гульбин В. Н., Колпаков Н. С., Поливкин В. В.</b> .....                                                                                                                                                 | 41 |
| ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ ЛЕГИРОВАННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ДОБАВКАМИ                                                                                  |    |
| <b>Еремеева Ж. В., Нарва В. К., Шарипзянова Г. Х., Ниткин Н. М.</b> .....                                                                                                                                  | 43 |
| ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОКСИДОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ПОРОШКОВОГО ЖЕЛЕЗА                                                                                                           |    |
| <b>Еремеева Ж.В., Иванов С.А.</b> .....                                                                                                                                                                    | 44 |
| ОСОБЕННОСТИ ТЕРМООКСИДИРОВАНИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР $V_xO_y/GaAs$ , СФОРМИРОВАННЫХ ОСАЖДЕНИЕМ ГЕЛЯ $V_2O_5$ ЧЕРЕЗ АЭРОЗОЛЬНУЮ ФАЗУ (СИНТЕЗ В МЯГКИХ УСЛОВИЯХ И ТЕРМООКСИДИРОВАНИЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР $V_xO_y/GaAs$ ) |    |
| <b>Зеленина Л. С., Вирютина Е. Л., Белашкова Ю. А., Гудкова Ю. Н.</b> .....                                                                                                                                | 46 |
| ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ СИНТЕЗ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ ПРОСТЫХ И СЛОЖНЫХ ОКСИДОВ                                                                                     |    |
| <b>Зима Т. М.</b> .....                                                                                                                                                                                    | 47 |
| ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО ШВА И НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА НА ОСНОВЕ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО АЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ                                          |    |
| <b>Зорин И. В., Соколов Г. Н., Дубцов Ю. Н., Лысак В. И., Артемьев А. А.</b> .....                                                                                                                         | 49 |
| КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И ИЗМЕНЕНИЕ ТВЕРДОСТИ СПЛАВА $Fe_{80.2}P_{17.1}Mo_{2.7}$ ПРИ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССА ФОТОННОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКАМИ.                                                                         |    |
| <b>Канныкин С. В., Ильинова Т. Н., Антонова М. С., Синельников А. А., Вавилова В. В.</b> .....                                                                                                             | 50 |
| ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНОЕ ВОЛОКНО МАТЕРИАЛА ЭПАН, УПРОЧНЕННОГО НАНОРАЗМЕРНЫМИ ВОЛОКНАМИ.                                                                                        |    |
| <b>Костиков В. И., Еремеева Ж. В., Слюта Д. А.</b> .....                                                                                                                                                   | 52 |
| РАЗРАБОТКА ЭКСТРАКЦИОННО-ПОЛИОЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛОВ                                                                                                             |    |
| <b>Ляхов Н. З., Юхин Ю. М., Титков А. И., Логутенко О. А.</b> .....                                                                                                                                        | 53 |
| МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СВАРИВАЕМЫХ СТАЛЕЙ С НАНОДИСПЕРСНЫМИ СТРУКТУРНЫМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ                                                                         |    |
| <b>Морозов Ю. Д., Филиппов В. Г., Чевская О. Н., Шабалов И. П.</b> .....                                                                                                                                   | 54 |
| НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ КОНСТРУКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ СТЕКЛА – СТЕКЛОМЕТАЛЛОКОМПОЗИТ                                                                                                                    |    |
| <b>Пикуль В. В.</b> .....                                                                                                                                                                                  | 56 |
| РАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНЫХ ОЛИГОМЕРОВ                                                                                                                  |    |
| <b>Пыхтин А. А., Симонов - Емельянов И. Д.</b> .....                                                                                                                                                       | 58 |

|                                                                                                                                                                             |           |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭКЗОГЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ТЕРМО- И ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВЛЕННЫХ СПЛАВОВ НАНОЧАСТИЦАМИ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИ СТАБИЛЬНЫХ ХИМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ |           |
| Соколов Г. Н., Лысак В. И., Зорин И. В., Артемьев А. А., Дубцов Ю. Н.                                                                                                       | 60        |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОЧАСТИЦ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННЫХ СПЛАВОВ                                                             |           |
| Соколов Г. Н., Артемьев А. А., Дубинина Е. В., Лысак В. И.                                                                                                                  | 61        |
| КЕРАМИЧЕСКИЕ НАНОМОДИФИКАТОРЫ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ                                                                                                                     |           |
| Судник Л. В., Витязь П. А., Мазалов Ю. А.                                                                                                                                   | 63        |
| ПОВЕРХНОСТНЫЙ ПЛАЗМОННЫЙ РЕЗОНАНС НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА В СТЕКЛЕ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА ДИСИЛИКАТА ЛИТИЯ                                                                   |           |
| Сычева Г. А.                                                                                                                                                                | 65        |
| ПОЛУЧЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА ВОССТАНОВЛЕНИЕМ ЕГО КАРБОКСИЛАТОВ ЭТИЛЕНГЛИКОЛЕМ И РАЗРАБОТКА ТОКОПРОВОДЯЩИХ ЧЕРНИЛ ДЛЯ СТРУЙНОЙ ПЕЧАТИ НА ИХ ОСНОВЕ                           |           |
| Титков А. И., Юхин Ю. М., Ляхов Н. З.                                                                                                                                       | 67        |
| УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ БИОИНЕРТНЫЕ МЕДИЦИНСКИЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ, СФОРМИРОВАННЫЕ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ                                |           |
| Шаркеев Ю. П., Ерошенко А. Ю., Глухов И. А., Толмачев А. И.                                                                                                                 | 68        |
| ПЛАСТИЧНЫЕ СМАЗОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ЗАГУЩЕННЫЕ СТРУКТУРИРОВАННЫМИ НАНОПОРОШКОВЫМИ КОМПОЗИЦИЯМИ                                                                                  |           |
| Шульга Г. И., Скринников Е. В., Назин П. О., Симоненко Д. И.                                                                                                                | 70        |
| <b>СЕКЦИЯ “КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ”</b>                                                                                                                                    | <b>72</b> |
| ПОЛУЧЕНИЕ ВТОРИЧНЫХ ФТОРОПЛАСТОВ ЭНЕРГИЕЙ ВЗРЫВА                                                                                                                            |           |
| Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Герасимук А. Э.                                                                                                                            | 72        |
| ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОЛИИМИД-ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ                                                                     |           |
| Адаменко Н. А., Казуров А. В., Рыжова С. М.                                                                                                                                 | 73        |
| ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В МЕТАЛЛОФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ                                                                        |           |
| Адаменко Н. А., Казуров А. В., Сергеев И. В.                                                                                                                                | 75        |
| АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ                                                                                                         |           |
| Акбашев О. Р., Курганова Ю. А., Кобелева Л. И., Быков П. А.                                                                                                                 | 77        |
| ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ И ДЕФОРМИРОВАННОГО БИМЕТАЛЛА Ст3+12Х18Н10Т                                                          |           |
| Арисова В. Н., Попова Т. С., Трудов А. Ф.                                                                                                                                   | 79        |
| РАЗРАБОТКА ПРОЦЕССА ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ТОНКОСТЕННЫХ БЕСШОВНЫХ ФЛАНЦЕВЫХ ПРОФИЛЕЙ ТИПА «ПОЛУТОР» СВОБОДНОЙ КОВКОЙ И РАСКАТКОЙ                                                    |           |
| Ашурова А. Х.                                                                                                                                                               | 81        |
| ОТКОЛЬНЫЙ ХАРАКТЕР ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ НАГРУЗКАХ.                                                                                                         |           |
| Беликова А. Ф., Буравова С. Н. Петров Е. В.                                                                                                                                 | 82        |
| КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПЛОСКИХ ФИЛЬТРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕМБРАННОГО ТИПА ДЛЯ ВЫДЕЛЕНИЯ И ОЧИСТКИ ВОДОРОДА                                   |           |

|                                                                                                                                   |     |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Белоногов Е. К., Иевлев В. М., Максименко А. А., Казанский П. Р., Рошан Н. Р.</b>                                              | 85  |
| ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГЕОМЕТРИИ МЕТАЕМОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ПОМОЩЬЮ РЕОСТАТНОЙ МЕТОДИКИ                                          |     |
| <b>Беляков М. О., Смирникова Д. В., Чугунов Е. А., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</b>                                                 | 87  |
| ОЦЕНКА ДИСПЕРСНОСТИ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В ХОЛОДНОКАТАННЫХ СПЛАВАХ АМг5, АМг6, АМг10 И Д16                                          |     |
| <b>Гречников Ф. В., Носова Е. А.</b>                                                                                              | 88  |
| РАЗРАБОТКА ПРОЦЕССА НЕПРЕРЫВНОЙ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДНОГО ВОЛОКНА                                                         |     |
| <b>Губанов А. А., Коршак Ю. В., Ваграмян Т. А., Страхов И. С.</b>                                                                 | 90  |
| ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЖИДКИХ И ГАЗООБРАЗНЫХ СРЕД ПРИ ИХ УДАРНО-ВОЛНОВОМ СЖАТИИ.                                                   |     |
| <b>Гулевич М. А., Пай В. В., Яковлев И. В., Хаустов С. В.</b>                                                                     | 92  |
| ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА                                         |     |
| <b>Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Пономарева И. А., Трудов А. Ф., Мирошникова Е. В.</b>                                            | 93  |
| МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫТЯЖКИ ТРУБЧАТЫХ ПЕРЕХОДНИКОВ ИЗ ТОНКИХ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВЫХ ПЛАСТИН                                        |     |
| <b>Гуревич Л. М., Волчков В. М., Трыков Ю. П., Киселев О. С.</b>                                                                  | 95  |
| МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СЛОИСТОГО МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИТА ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ТИТАНА С РАСПЛАВОМ АЛЮМИНИЯ       |     |
| <b>Гуревич Л. М.</b>                                                                                                              | 97  |
| МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОСТАЛЬНОГО КОМПОЗИТА С МЯГКОЙ ПРОСЛОЙКОЙ                                           |     |
| <b>Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Голик А. А.</b>                                                                                   | 98  |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ AL И ZN ПОКРЫТИЙ НА НАГРЕВ ГРОЗОЗАЩИТНЫХ ТРОСОВ СО ВСТРОЕННЫМИ ВОЛС В РЕЖИМЕ КОРОТКОГО ЗАМЫКАНИЯ             |     |
| <b>Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Проничев Д. В., Трунов М. Д., Ястребов В. М.</b>                                                  | 100 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛА АД1-Ст3                     |     |
| <b>Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Трудов А. Ф., Трыков Ю. П., Трунов М. Д., Ястребов В. М.</b>                                    | 101 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ КМ АЛЮМИНИЙ-МЕДЬ                    |     |
| <b>Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Проничев Д. В., Трунов М. Д., Земцова К. М.</b>                                                   | 103 |
| МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ ТРЕХСЛОЙНЫХ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ           |     |
| <b>Гуревич Л. М., Голик А. А.</b>                                                                                                 | 105 |
| СВАРКА ВЗРЫВОМ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЛИСТОВ ЛАТУНИ СО СТАЛЬЮ                                                                           |     |
| <b>Денисов И. В., Первухина О. Л., Первухин Л. Б.</b>                                                                             | 106 |
| НОВЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЗАГОТОВОК АТОМНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК, ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ И ОПЫТ ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ       |     |
| <b>Дурынин В. А., Иодковский С. А., Куликов А. П., Щепкин И. А., Марков С. И., Лебедев А. Г., Барболин А. Н., Мальгинов А. Н.</b> | 109 |

|                                                                                                                                          |     |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧАСТИЦАМИ КАРБОНИТРИДА ТИТАНА НА КИНЕТИКУ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА                                       |     |
| <b>Еремин Е. Н., Филиппов Ю. О., Бородихин С. А., Куземцев А. Н.</b>                                                                     | 110 |
| ВЛИЯНИЕ БОРИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПОЛУЧЕННОГО ПРОВОЛОКОЙ 0Н13М5Х4ФСТЮ                                  |     |
| <b>Еремин Е. Н., Лосев А. С., Маталасова А. Е., Гуржий А. С.</b>                                                                         | 111 |
| СОВРЕМЕННЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ МАССОВЫХ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ СТАЛЕЙ                                          |     |
| <b>Зайцев А. И., Родионова И. Г.</b>                                                                                                     | 113 |
| ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ НАПОЛНЕНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И УПРОЧНЕНИЕ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ                     |     |
| <b>Зерщиков К. Ю.</b>                                                                                                                    | 114 |
| МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ СЛИТКА, ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ                                   |     |
| <b>Иванов И. А., Ромашкин А. Н., Дуб В. С., Марков С. И., Мальгинов А. Н., Толстых Д. С., Эхвая Г. А., Макарычева Е. В.</b>              | 116 |
| СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ6 ПОДВЕРГНУТОГО ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ                                               |     |
| <b>Изобелло А. Ю., Басалай А. В., Данильчик И. К.</b>                                                                                    | 117 |
| СОЗДАНИЕ МОДЕЛИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СВОЙСТВ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ АРМИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ ТИТАН-АЛЮМИНИЙ                            |     |
| <b>Крюков Д. Б., Гуськов М. С., Заварцев Н. Ю.</b>                                                                                       | 119 |
| ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА ГРАНИЦЕ СОЕДИНЕНИЯ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА                       |     |
| <b>Кузьмин В. И., Лысак В. И., Харламов П. А., Елсуков С. К.</b>                                                                         | 120 |
| ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ОДНОВРЕМЕННОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ                      |     |
| <b>Кузьмин Е. В., Пеев А. П., Лысак В. И., Кузьмин С. В.</b>                                                                             | 122 |
| ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННОГО ПОРАЖЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С «ПРОТЕКТОРНОЙ ПИТТИНГ-ЗАЩИТОЙ»                               |     |
| <b>Лось И. С., Розен А. Е., Харина И. Л., Сафонов И. А., Перелыгин Ю. П., Киреев С. Ю.</b>                                               | 123 |
| ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ                                                                               |     |
| <b>Лось И. С., Розен А. Е., Первухин Л. Б., Усатый С. Г., Крюков Д. Б., Розен А. А.</b>                                                  | 125 |
| ОБЕСПЕЧЕНИЕ ТРЕБУЕМЫХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛИТНЫХ ОТЛИВОК ЗА СЧЕТ ВЫБОРА ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЬЯ                                      |     |
| <b>Лотонина М. Б., Голубенцев А. В., Шатульский А. А.</b>                                                                                | 126 |
| ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ДЛИТЕЛЬНОГО ТЕПЛООВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ И КРЕМНЕМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ                   |     |
| <b>Мазура В. Н., Фейтуллаев А. Ю., Петрова В. Ф., Гевлич С. О.</b>                                                                       | 128 |
| ПОЛУЧЕНИЕ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ                                         |     |
| <b>Малахов А. Ю., Сайков И. В., Богданов А. С., Первухин Л. Б., Вихман В. Б.</b>                                                         | 129 |
| ПОЛУЧЕНИЕ ТЕРМОБИМЕТАЛЛА ЛАТУНЬ-ИНВАР КОМБИНИРОВАНИЕМ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ПРОКАТКИ                                                          |     |
| <b>Первухин Л. Б., Сайков И. В., Малахов А. Ю., Богданов А. С., Зайцев А. И., Кормс И. А., Князев А. В., Чернышев О. Г., Быков А. А.</b> | 131 |
| ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЛАМИНАР-                                                                                |     |

## НОЙ СТРУКТУРЫ В МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

|                                                                                                                                        |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Плохих А. И., Власова Д. В.</b> .....                                                                                               | 133 |
| МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ                                                   |     |
| <b>Плохих А. И., Путьрский С. В.</b> .....                                                                                             | 135 |
| ДЕТОНАЦИОННО-ГАЗОВЫЕ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ                                                                 |     |
| <b>Попова А. А., Яковлев В. И., Ситников А. А.</b> .....                                                                               | 138 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОСЛОЕВ В БИМЕТАЛЛЕ АЛЮМИНИЙ-МЕДЬ, ПОЛУЧЕННЫХ В ЖИДКОЙ ФАЗЕ                                                 |     |
| <b>Проничев Д. В., Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Трунов М. Д., Ястребов В. М.</b> .....                                                 | 139 |
| СТРОЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕН-ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВЕ АЛЮМИНИЯ                                                       |     |
| <b>Руднев В. С., Ваганов-Вилькинс А. А.</b> .....                                                                                      | 141 |
| ДИСПЕРСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ                                                                                              |     |
| <b>Скачков В. М., Пасечник Л. А., Яценко С. П.</b> .....                                                                               | 142 |
| СОЕДИНЕНИЕ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ КОМПОЗИЦИОННЫМ ДИФфуЗИОННО-ТВЕРДЕЮЩИМ ПРИПОЕМ                                                        |     |
| <b>Скачков В. М., Яценко С. П., Сабирзянов Н. А., Пасечник Л. А.</b> .....                                                             | 144 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ                                             |     |
| <b>Слобода А. А., Астанин В. В.</b> .....                                                                                              | 146 |
| О СТАБИЛЬНОСТИ ПРОЦЕССА ВОЛНООБРАЗОВАНИЯ И СВОЙСТВА НА ТРУБНЫХ РЕШЕТКАХ СТАЛЬ+ТИТАН ДЛЯ КОНДЕНСАТОРОВ АЭС                              |     |
| <b>Счастливая И. А., Федоров А. М., Первухина О. Л., Денисов И. В., Первухин Л. Б.</b> .....                                           | 147 |
| ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛА СТЗ+12Х18Н10Т                                            |     |
| <b>Трудов А. Ф., Попова Т. С.</b> .....                                                                                                | 149 |
| О ПРОИЗВОДСТВЕ КРУГЛОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ЗАГОТОВКИ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ                                                              |     |
| <b>Трыков Ю. П., Даненко В. Ф., Гуревич Л. М.</b> .....                                                                                | 151 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОТИВОСВАРОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПРИПОВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6                                          |     |
| <b>Хазгалиев Р. Г., Дильмухаметова А. М., Сафиуллин Р. В., Астанин В. В.</b> .....                                                     | 152 |
| СОВРЕМЕННЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ В ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ: ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МАТРИЦЫ И НАПОЛНИТЕЛЯ      |     |
| <b>Черезова В. А., Галигузов А. А., Малахо А. П., Авдеев В. В.</b> .....                                                               | 154 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООБМЕНА ПРИ КИПЕНИИ В СЛОИСТО-ПОРИСТОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ КОМПОЗИЦИИ МАТРИЧНОГО ТЕПЛООБМЕННИКА                             |     |
| <b>Шевич Ю. А.</b> .....                                                                                                               | 156 |
| ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫЕ УСЛОВИЯ РОСТА ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ В СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ СОЕДИНЕНИЯХ АЛЮМИНИЯ АД1 С НИКЕЛЕВЫМИ СПЛАВАМИ НР2 И Х20Н80 |     |
| <b>Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И., Таубе А. О.</b> .....                                                                  | 159 |
| МЕЖФАЗНЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЯХ СИСТЕМЫ Al-Ni ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ НАГРЕВАХ                                           |     |
| <b>Шморгун В. Г., Богданов А. И.</b> .....                                                                                             | 160 |
| ТЕМПЕРАТУРНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ, ВОЗНИКАЮЩИЕ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ СИСТЕМЫ Ni-Al ПРИ ДИФфуЗИОННОМ ОТЖИГЕ                                      |     |

|                                                                                                                                                                         |     |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Шморгун В. Г., Богданов А. И.</b> .....                                                                                                                              | 162 |
| КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВЫХ СКМ ПРИ ИЗГИБЕ И ПРОКАТКЕ                                                                                 |     |
| <b>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Гуревич Л. М., Таубе А. О.</b> .....                                                                                                  | 164 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОПЛАВЛЕНИЯ В СВАРИВАЕМЫХ ВЗРЫВОМ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ СИСТЕМЫ Al-Ni                                                                               |     |
| <b>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Трыков Ю. П.</b> .....                                                                                                                | 166 |
| РАСЧЕТ СКОРОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В СВАРИВАЕМЫХ ВЗРЫВОМ НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЯХ                                                                |     |
| <b>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Гуревич Л. М.</b> .....                                                                                                               | 167 |
| ФОРМИРОВАНИЕ ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ В КОМПОЗИТЕ СИСТЕМЫ Al-Ni ПРИ ЖИДКОФАЗНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ                                                                                 |     |
| <b>Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И., Таубе А. О.</b> .....                                                                                                   | 169 |
| ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ УСЛОВИЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ, СФОРМИРОВАННОЙ В СИСТЕМЕ Ti-Cu В ПРИСУТСТВИИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ                     |     |
| <b>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Кулевич В. П.</b> .....                                                                                               | 171 |
| СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ МЕДНО-ТИТАНОВЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ                                                                                              |     |
| <b>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Бондаренко Ю. И.</b> .....                                                                                            | 173 |
| <b>СЕКЦИЯ “КЕРАМИЧЕСКИЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ”</b> .....                                                                                                               |     |
| 175                                                                                                                                                                     |     |
| ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА АУСТЕНИТА НА ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПОРОШКОВЫХ СПЛАВАХ «ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ-УГЛЕРОД»                                         |     |
| <b>Анциферов В. Н., Оглезнева С. А.</b> .....                                                                                                                           | 175 |
| ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННОЙ МНОГОСЛОЙНОЙ ФУТЕРОВКИ НА ОСНОВЕ СЫРЬЯ КОЛЬСКОГО ПОЛУОСТРОВА                                                                       |     |
| <b>Бастрыгина С. В., Белогурова О. А.</b> .....                                                                                                                         | 177 |
| КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ МАШИНОСТРОЕНИЯ                                                                                                |     |
| <b>Волочко А. Т., Шегидевич А. А.</b> .....                                                                                                                             | 179 |
| ЗАГОТОВКИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ДИСКОВ С ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ                                                 |     |
| <b>Гарибов Г. С., Гриц Н. М., Бочарова А. А., Казберович А. М.</b> .....                                                                                                | 182 |
| ОСОБЕННОСТИ ОЦЕНКИ ПАРАМЕТРОВ ДИФфуЗИИ ПРИ СПЕКАНИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ                                                                                          |     |
| <b>Гасанов Б. Г., Ефимов А. Д., Сиротин П. В.</b> .....                                                                                                                 | 184 |
| РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ГОМОГЕНИЗИРУЮЩЕГО СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВОЙ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ИЗ ГЕТЕРОГЕННОЙ ШИХТЫ                                                                          |     |
| <b>Гасанов Б. Г., Сиротин П. В., Ефимов А. Д.</b> .....                                                                                                                 | 186 |
| СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СУБМИКРОННОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА WC-8Co-1Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> И ТРАДИЦИОННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СУХОГО ТРЕНИЯ |     |
| <b>Дворник М. И., Ершова Т. Б., Зайцев А. В.</b> .....                                                                                                                  | 188 |
| МУЛЬТИМАСШТАБНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ В РАЗРАБОТКЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ НАНОКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ХИМИЧЕСКИ ДИСПЕРГИРОВАННОГО ПОРОШКА ОКСИДА АЛЮМИНИЯ                                   |     |
| <b>Дмитриева Т. Г., Трифонов Ю. Г., Омаров А. Ю.</b> .....                                                                                                              | 189 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФфуЗИИ МАГНИЯ В ПРОЦЕССЕ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ТАН-                                                                                                             |     |

## ТАЛАТА ЛИТИЯ

|                                                                                                                                                                                                               |     |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Дрогобужская С. В., Киселев Е. Н., Новиков А. И., Щербина О. Б., Орлов В. М.</b>                                                                                                                           | 191 |
| ПОЛУЧЕНИЕ МАХ-СОЕДИНЕНИЙ СИСТЕМЫ Ti-AL-N МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ                                                                                                                                       |     |
| <b>Ершова Т. Б., Власова Н. М., Теслина М. А., Астапов И. А.</b>                                                                                                                                              | 193 |
| СВС КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ АЛЬФА ФАЗЫ НИТРИДА КРЕМНИЯ.                                                                                                                                             |     |
| <b>Закоржевский В. В., Боровинская И. П.</b>                                                                                                                                                                  | 195 |
| ПРОИЗВОДНЫЕ ХИТОЗАНА НА ПОВЕРХНОСТИ ОДНОМЕРНЫХ ПРОТЯЖЕННЫХ СТРУКТУР ДИОКСИДА ТИТАНА                                                                                                                           |     |
| <b>Зима Т. М.</b>                                                                                                                                                                                             | 197 |
| ОПЫТ ПОЛУЧЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ «SiC-Ti»                                                                                                                                                               |     |
| <b>Крохалев А. В., Харламов В. О., Тупицин М. А., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</b>                                                                                                                              | 199 |
| ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ МЕХАНОАКТИВИРОВАННОЙ СМЕСИ $3\text{Ti}+\text{Al}$ В УСЛОВИЯХ ОБЪЕМНОГО ВОСПЛАМЕНЕНИЯ МЕТОДОМ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА                                                                 |     |
| <b>Логинова М. В., Филимонов В. Ю., Яковлев В. И., Ситников А. А., Негодяев А. З., Афанасьев А. В., Шрейфер Д. В.</b>                                                                                         | 202 |
| САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ (СВС) КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МАТРИЦЕЙ ИЗ БЕСКИСЛОРОДНЫХ ТУГОПЛАВКИХ НЕОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ, А ТАКЖЕ СО СЛЮДОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ (ФТОРФЛОГОПИТ) |     |
| <b>Лорян В. Э., Боровинская И. П., Качин А. Р.</b>                                                                                                                                                            | 204 |
| СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДЫХ ПРЕКУРСОРОВ $\text{Ta}_2\text{O}_5:\text{SM}$ И ШИХТЫ $\text{LiTaO}_3:\text{SM}$                                                                                                |     |
| <b>Маслобоева С. М., Елизарова И. Р., Арутюнян Л. Г.</b>                                                                                                                                                      | 206 |
| ИЗУЧЕНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИОНИЗИРУЮЩЕГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ                                                                                                                   |     |
| <b>Мельник Н. А., Кузьмич Ю. В., Икконен П. В.</b>                                                                                                                                                            | 208 |
| МИКРОСТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА Ti-ЗАМЕЩЕННЫХ ЛАНТАНОСТРОНЦИЕВЫХ МАНГАНИТОВ                                                                                                                               |     |
| <b>Меркулов Д. И., Баделин А. Г., Карпасюк В. К., Панкратов А. А.</b>                                                                                                                                         | 209 |
| ПОРОШКИ ТАНТАЛА С БОЛЬШОЙ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ                                                                                                                                                               |     |
| <b>Орлов В. М., Крыжанов М. В.</b>                                                                                                                                                                            | 211 |
| ИЗМЕНЕНИЕ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ И ПОРИСТОСТИ МАГНИТЕТЕРМИЧЕСКИХ ТАНТАЛОВЫХ ПОРОШКОВ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМООБРАБОТКИ                                                                                                  |     |
| <b>Орлов В. М., Прохорова Т. Ю., Мирошниченко М. Н.</b>                                                                                                                                                       | 212 |
| ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ ВОЛЬФРАМА ВОССТАНОВЛЕНИЕМ ОКСИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРАМИ МАГНИЯ                                                                                                                                |     |
| <b>Колосов В. Н., Мирошниченко М. Н., Склокина Н. Ф., Орлов В. М.</b>                                                                                                                                         | 214 |
| СПЕКАНИЕ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ВВЕДЕНИИ УГЛЕРОДНЫХ НАНОЧАСТИЦ                                                                                                                                                 |     |
| <b>Панов В. С., Еремеева Ж. В., Михеев Г. В.</b>                                                                                                                                                              | 216 |
| ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ Г13                                                                                                                                      |     |
| <b>Панов В. С., Еремеева Ж. В., Жердицкая Н. Н.</b>                                                                                                                                                           | 217 |
| ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ СТЕКЛА, ЭЛЕКТРОХРОМНЫЕ УСТРОЙСТВА И СОЛНЕЧНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ЭКСТРАКЦИОННО-ПИРОЛИТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ                                                                                     |     |
| <b>Патрушева Т. Н., Снежко Н. Ю., Белоусов А. Л., Рыженков А. В., Михлин Ю. Л., Жарков С. М., Холькин А. И.</b>                                                                                               | 218 |

## НОСИТЕЛЬ КАТАЛИЗАТОРА НА ОСНОВЕ ПОРОШКА Fe-Al

|                                                                                                   |     |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Петюшик Е. Е., Тихов С. Ф., Клевченя Д. И., Романенков В. Е., Евтухова Т. Е., Пинчук Т. И.</b> | 220 |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ КОНТЕЙНЕРОВ ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЕРМАНИЯ МЕТОДОМ VGF

|                                           |     |
|-------------------------------------------|-----|
| <b>Подшибякина Е. Ю., Шиманский А. Ф.</b> | 222 |
|-------------------------------------------|-----|

СВС КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ БИДИСПЕРСНЫХ СМЕСЕЙ Ti+2V И Ti+Al С ТИТАНОМ СФЕРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ.

|                                                        |     |
|--------------------------------------------------------|-----|
| <b>Пономарев М. А., Лорян В. Э., Боровинская И. П.</b> | 224 |
|--------------------------------------------------------|-----|

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСТВОРЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ

|                                     |     |
|-------------------------------------|-----|
| <b>Попович А. А., Разумов Н. Г.</b> | 226 |
|-------------------------------------|-----|

РАЗРАБОТКА ПЕРСПЕКТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХЗВУКОВОЙ ГАЗОПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ПРОБЛЕМ ИЗНОСА ДЕТАЛЕЙ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ

|                                                     |     |
|-----------------------------------------------------|-----|
| <b>Радченко М. В., Шевцов Ю. О., Радченко Т. Б.</b> | 228 |
|-----------------------------------------------------|-----|

ОПТИМИЗАЦИЯ КОНФИГУРАЦИИ КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКОВ – ОБЯЗАТЕЛЬНЫЙ ЭЛЕМЕНТ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЗАГОТОВОК МАШИНОСТРОЕНИЯ

|                                                                                                           |     |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Ромашкин А. Н., Дуб В. С., Мальгинов А. Н., Иванов И. А., Толстых Д. С., Эхвая Г. А., Щепкин И. А.</b> | 230 |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|

МЕХАНИЗМЫ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ СФЕРОИДОВ В ПЛАЗМЕННОМ ПОТОКЕ

|                                                         |     |
|---------------------------------------------------------|-----|
| <b>Руденская Н. А., Руденская М. В., Соколова Н. В.</b> | 231 |
|---------------------------------------------------------|-----|

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ГАЗОПЛАМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

|                                      |     |
|--------------------------------------|-----|
| <b>Русинов П. О., Бледнова Ж. М.</b> | 233 |
|--------------------------------------|-----|

ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИКИ ДЛЯ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ ZNO-ВАРИСТОРОВ

|                                                                                     |     |
|-------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Савельев Ю. А., Тихомирова Е. Л., Нестеров Д. П., Громов О. Г., Локшин Э. П.</b> | 235 |
|-------------------------------------------------------------------------------------|-----|

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТВЕРДОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ WC-Ti ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ ПОРОШКОВ НА СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ.

|                                                                                 |     |
|---------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Тупицин М. А., Лысак В. И., Крохалев А. В., Харламов В. О., Сигаев А. В.</b> | 236 |
|---------------------------------------------------------------------------------|-----|

СКФ МИКРОНИЗАЦИЯ БИЯДЕРНОГО ПИВАЛАТА  $(\text{HPIV})_6\text{Tb}_2(\text{PIV})_6$

|                                                                                                                                                                                                        |     |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Фомина И. Г., Доброхотова Ж. В., Мишаков Г. В., Кротова Л. И., Илюхин А. Б., Герасимова В. И., Ефимов Н. Н., Богомяков А. С., Попов В. К., Баграташвили В. Н., Еременко И. Л., Новоторцев В. М.</b> | 238 |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫЕ МЕТАЛЛЫ ЗАДАННОГО РАЗМЕРА И ФОРМЫ

|                                                              |     |
|--------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Цеменко В. Н., Котов С. А., Ганин С. В., Доан Ван Фук</b> | 240 |
|--------------------------------------------------------------|-----|

ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА ШПИНЕЛЬНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ  $\text{NiO} - \text{CoO} - \text{CuO} - \text{Cr}_2\text{O}_3$

|                         |     |
|-------------------------|-----|
| <b>Шабельская Н. П.</b> | 242 |
|-------------------------|-----|

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВЫХ СВС-МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ НАПЛАВКИ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

|                                                      |     |
|------------------------------------------------------|-----|
| <b>Яковлев В. И., Собачкин А. В., Ситников А. А.</b> | 244 |
|------------------------------------------------------|-----|

# СЕКЦИЯ “МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ДИАГНОСТИКИ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ” ..... 249

## ТРИТИЕВАЯ ПЛАНИГРАФИЯ И СТРУКТУРА НАНОКОМПЛЕКСОВ

**Богачева Е. Н., Долгов А. А., Шишков А. В.** ..... 249

## ЯМР-ИССЛЕДОВАНИЯ И ДИАГНОСТИКА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

**Бузник В. М., Волков В. И., Морозов Е. В., Юрков Г. Ю.** ..... 250

## РАЗРАБОТКА МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ КАПИЛЛЯРНОЙ ПОСТОЯННОЙ РАСПЛАВА САМОФЛЮСЮЩИХСЯ СПЛАВОВ

**Букин В. М., Панков С. В., Панков В. В., Гуревич Л. М.** ..... 252

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ИНТЕРВАЛОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНО-ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

**Габельченко Н. И., Карпова Е. Ю., Белов А. А.** ..... 254

## ЭЛЕКТРОННО – МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗУЮЩИХСЯ КАРБИДОВ В СТАЛИ 110Г13Л МЕТОДОМ РЕНТГЕНОФЛУОРЕСЦЕНТНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

**Габельченко Н. И., Волкова Н. В., Белов А. А.** ..... 256

## МАСС-СПЕКТРОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ С ЛАЗЕРНЫМ ПРОБООТБОРОМ КАК ИНСТРУМЕНТ ИССЛЕДОВАНИЯ ТВЕРДЫХ ПРЕКУРСОРОВ $TA_2O_5\langle SM, DY \rangle$ И ШИХТЫ $LiTAO_3\langle SM, DY \rangle$

**Елизарова И. Р., Маслобоева С. М.** ..... 257

## МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Fe_{1-x}(Cu_{0.5}Ga_{0.5})_xCr_2S_4$

**Кирдянкин Д. И., Аминов Т. Г., Шабунина Г. Г.** ..... 259

## ПРИМЕНЕНИЕ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРОЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

**Кочеткова А. С., Соснов Е. А.** ..... 261

## ДЕФЕКТЫ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ И ЭКСПЛУАТАЦИОННАЯ НАДЕЖНОСТЬ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

**Ливанова О. В., Ливанова Н. О., Соловьев Д. М., Шабалов И. П., Филиппов Г. А.** ..... 263

## СОВРЕМЕННЫЕ ДОСТИЖЕНИЯ В ОБЛАСТИ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ РФЭС, ОЖЕ, TOF-SIMS.

**Wolfgang Betz, Hammond J. S., Paul D. F., Moskvicheva M. V.** ..... 265

## РЕНТГЕНРЕФЛЕКТОМЕТРИЧЕСКОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОРИСТОСТИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК

**Новоселова Е. Г., Смирнов И. С., Монахов И. С.** ..... 266

## МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРУЖЕНИЯ ТРЕХСЛОЙНОЙ ПОЛОЙ КОНСТРУКЦИИ ДЛЯ ЦЕЛЕЙ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ЕЕ КАЧЕСТВА МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ ГОЛОГРАФИЧЕСКОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

**Сафиуллин А. Р., Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Сафиуллин Р. В.** ..... 267

## КОНТРОЛЬ ПАРАМЕТРОВ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК В РЕАЛЬНОМ ВРЕМЕНИ ИХ ФОРМИРОВАНИЯ

**Смирнов И. С., Новоселова Е. Г., Монахов И. С.** ..... 270

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ ОПРАВОК ДЛЯ ПРОШИВКИ ТРУБ

**Сычева С. С., Зюбан Н. А., Петрова В. Ф., Кустова А. Н., Дубцов Ю. Н.** ..... 272

# АЛФАВИТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ ..... 274

## **ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ**

### **ПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ДЛЯ СЛОЖНЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ СИСТЕМ**

Каблов Е. Н.  
ФГУП «ВИАМ», г. Москва

С момента основания ВИАМ одной из основных задач института являлось повышение удельных характеристик авиационных материалов. Именно с появлением и развитием конструкционных композиционных материалов удалось достичь наивысших показателей по удельным значениям прочности и модуля упругости. Первым композиционным материалом, разработанным в 1940 году специалистами ВИАМ под руководством А. Т. Туманова и Я. Д. Аврасина, была дельта-древесина. Материал, состоящий из слоев шпона карельской березы, пропитанных фенолформальдегидным клеем, по удельной прочности превосходил лучшую сталь предвоенных лет – 30ХГСА (хромансиль). Негорючий и высокопрочный материал стал одним из основных для изготовления истребителей времен Великой Отечественной войны. Появление в начале 50-х годов отечественных армирующих наполнителей на основе стеклянных волокон привело к бурному развитию первых полимерных композиционных материалов (ПКМ) – стеклопластиков. В конце 60-х по инициативе ВИАМ было проведено заседание Военно-промышленной комиссии при Совете Министров СССР по созданию отрасли полимерных композиционных материалов. Постановка и решение сложнейших задач по разработке и организации производства химической продукции для полимерных связующих, стеклянных, углеродных и органических наполнителей, оборудования для переработки полимерных композиционных материалов проходили при непосредственном участии ВПК. Для внедрения полимерных композиционных материалов в изделия было создано пять Центров по их разработке и применению.

Наиболее активно новые полимерные композиционные материалы начал внедрять в свои изделия Генеральный конструктор О. К. Антонов. Впоследствии этот класс конструкционных материалов прочно занял свое место в изделиях авиационной техники. Необходимость создания принципиально нового класса материалов с высокими температурами эксплуатации в совокупности с высо-

кими удельными прочностными характеристиками, а также появление углеродных армирующих волокон определило бурное развитие во второй половине 70-х годов полимерных композиционных материалов. Самым перспективными конструкционными материалами для создания авиационной техники являются углепластики. Различное сочетание армирующих наполнителей и полимерных связующих позволяет варьировать достаточно большим набором характеристик ПКМ.

Необходимо отметить, что производство композиционных материалов – одно из самых быстро развивающихся в мире направлений промышленности, которое вносит наибольший вклад в увеличение валового внутреннего продукта в каждом регионе мира. Согласно установившейся в мировой практике оценке, более 80 % приоритетных разработок сложных технических систем в ведущих областях экономики определяются применением новых материалов и высоких технологий.

Исходя из проведенного анализа научно-технического развития в области разработки и использования композиционных и функциональных материалов и учитывая сложившиеся мировые тенденции, сырьевые и ресурсные возможности России – задача разработки комплекса базовых технологических решений для создания нового поколения таких классов материалов, включая армирующие волокнистые наполнители и высокодеформативные связующие, а также развития ряда смежных отраслей производства химических компонентов и вспомогательных материалов, с созданием новых подходов к моделированию технологических процессов и проектированию изделий с применением материалов нового поколения является весьма актуальной.

Для решения задач, определенных в стратегиях развития российских интегрированных структур по созданию перспективных образцов сложных технических систем и принимая во внимание тенденции развития материалов в мире ФГУП «ВИАМ» разработаны Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки, одобренные решением Научно-технического совета Военно-промышленной комиссии при Правительстве Российской Федерации.

В части композиционных и функциональных материалов в качестве наиболее актуальных определены следующие направления: «умные» конструкции; интеллектуальные, адаптивные материалы и покрытия; полимерные композиционные материалы. При этом развитие указанных направлений неразрывно связано с реализацией фундаментально-ориентированных исследований, квалификацией материалов, их неразрушающего контроля; компьютерных методов моделирования структуры и свойств материалов при их создании и работе в конструкции; комплексной антикоррозионной защитой, климатическими испытаниями для обе-

спечения безопасности и защиты от коррозии, старения и биоповреждений материалов, конструкций и сложных технических систем в природных средах.

Впервые в отечественной практике для получения полимерных композиционных материалов разработаны на основе безрастворных полимерных связующих препреги, отличительной особенностью которых является осуществление высокоэффективной технологии изготовления высоконагруженных конструкций из неметаллических материалов одинарной и сложной кривизны, в том числе пригодные для автоматизированной выкладки. Высокодеформативные связующие превосходят по прочностным характеристикам лучшие российские аналоги и не уступают импортным аналогам фирм Hexcel, Cytac. Одно из важнейших требований к ПКМ – сохранение прочности при сжатии после удара. Для этого матрица должна сочетать высокую прочность и высокие деформационные характеристики, иметь высокую ударную вязкость и температуру стеклования.

Разработанные связующие обладают уникальной стойкостью к термовлажностному воздействию за счет использования химической модификации полимерного связующего в процессе синтеза. Использование разработанных расплавных связующих обеспечивает производство прецизионных препрегов полимерных композиционных материалов со снижением коэффициента вариации свойств и увеличения стабильности характеристик.

В созданном инженерном Центре во ФГУП «ВИАМ» разработаны углепластики, стеклопластики и органопластики конструкционного назначения нового поколения на основе разработанных полимерных матриц. При создании сложных технических систем необходимо соблюдать принцип единства материала - технологии - конструкции. С целью применения в сложных технических системах в ФГУП «ВИАМ» разрабатывают полимерные композиционные материалы, обладающие дополнительными функциями, такими как молниезащита, информирование о уровне деформации материала и о его температуре, интеллектуальные материалы. Разработаны полимерные композиционные материалы для изготовления изделий такими методами формования, как прессование, автоклавное формование, вакуумная инфузия, пропитка пленочными связующими и другие.

Достигнутый уровень свойств разработанных ФГУП «ВИАМ» полимерных композиционных материалов нового поколения позволил приступить к проектированию и созданию деталей и элементов конструкций мотогондолы перспективного двигателя ПД-14 (ОАО «Авиадвигатель»).

В ближайшие годы основная цель, которую необходимо достигнуть, это расширить области применения ПКМ, наряду с авиационно-космической отраслью, найти объекты применения в строительстве, машиностроении, кораблестроении,

автомобилестроении и других отраслях.

С целью расширения областей применения полимерных композиционных материалов в России действует подпрограмма «Развитие производства композиционных материалов (композитов) и изделий из них» в рамках государственной программы «Развитие промышленности и повышение ее конкурентоспособности» с привязкой их по ключевым секторам российской экономики и с учетом необходимости развития соответствующей нормативной базы, в том числе в сфере технического регулирования.

ФГУП «ВИАМ» в рамках данной подпрограммы реализует проекты по разработке технологий получения полимерных композитов нового поколения и конструктивных решений (быстровозводимых мостовых сооружений с использованием в качестве надземных частей опор арочных элементов и профилированного настила из композиционных материалов нового поколения) для строительства автомобильных мостов и технологий получения полимерных композитов нового поколения и конструктивных решений (опорные плиты и электроизолирующие стяжки соединительных элементов из композиционных материалов) для производства силовых сборок блоков коммутаторов на основе импульсных фототиристор, предназначенных для создания сверхмощных электромагнитных полей в схемах импульсной энергетики.

В настоящее время в Москве реализуется проект по созданию инновационного кластера по полимерным композиционным материалам, одним из инициаторов которого выступил ФГУП «ВИАМ». Более 150 представителей композитной отрасли московского региона объединились в Московский композитный кластер, главной задачей которого станет развитие отрасли производства композитных материалов и изделий из них, развитие инфраструктуры исследований и разработок, а также эффективная коммерциализация объектов интеллектуальной собственности.

Одной из ключевых задач по развитию отрасли полимерных композиционных материалов является подготовка высококвалифицированных кадров. Для решения этой задачи в ФГУП «ВИАМ» создан корпоративный университет для подготовки магистров в области материаловедения.

В настоящее время важнейшее направление развития российской экономики – создание полимерных композиционных материалов нового поколения. Для их создания необходима также разработка и производство именно нового поколения высокоточного оборудования, на котором возможно получение препрегов и полуфабрикатов с высокими характеристиками по нанесению связующего что, в свою очередь, обеспечит снижение коэффициента вариации по всем свойствам ПКМ

до минимальных значений, что позволит реализовывать свойства материалов в большей степени и более широко применять современные материалы в различных секторах экономики.

Будущее новой техники, повышение ее конкурентоспособности на мировом рынке связано с разработкой перспективных полимерных композиционных материалов на основе различных классов химических соединений, полимеров с применением наномодифицирования, а также созданием новых высокотехнологичных и энергосберегающих технологий их получения с использованием в разработках квантовых компьютеров. Успех создания этих материалов во многом зависит от совместных усилий институтов РАН, государственных научных центров, университетов и заинтересованных отраслевых предприятий.

Новейшие технологии в области материаловедения должны стать объектом государственной политики стимулирования экономического роста, а также базой для трансформации организационной структуры экономики.

## СОВРЕМЕННЫЕ АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫЕ СРЕДСТВА ДИАГНОСТИКИ КОНСТРУКЦИЙ

Алешин Н. П.

*МГТУ им.Н.Э.Баумана, aleshin@bmstu.ru*

В докладе будут рассмотрены автоматизированные ультразвуковые роботы-сканеры контроля сварных кольцевых швов магистральных газо- и нефтепроводов. Отличительной особенностью системы является полная автоматизация всех операций контроля. Наличие фазированной антенной решетки в сочетании с дифракционно-временным способом прозвучивания обеспечивает высокую (~95%) выявляемость дефектов в швах и их идентификацию. По своим техническим характеристикам разработанный сканер-дефектоскоп превосходит известные зарубежные аналогию

Для оценки качества трубы был создан и внедрен бесконтактный сканер-дефектоскоп, в котором реализован электро-магнитоакустический способ возбуждения ультразвуковых колебаний. В отличие от известных отечественных аналогов, созданный сканер-дефектоскоп, обладает большей чувствительностью, меньшим весом и габаритами.

С целью обеспечения высокой выявляемости дефектов (~100%) был создан комплексный автоматизированный сканер, сочетающий в себе вихретоковый и ультразвуковой методы контроля.

Вихретоковым методом уверенно обнаруживаются наружные дефекты, в первую очередь, стресс-коррозионные трещины, а ультразвуком выявляются внутренние дефекты тела трубы. Аналогов созданный прибор не имеет.

В авиационно-космической отрасли и ряде других отраслей широкое применение находят методы сварки трением с перемешиванием. Для этого метода, как для контактной стыковой сварки сопротивлением характерными дефектами являются так называемые «матовые пятна», которые известными дефектами обнаруживаются весьма слабо. Разработан метод и технология неразрушающего контроля, который обеспечивает уверенное обнаружение отмеченных плоскостных дефектов.

В связи с широким внедрением в промышленность полимерных композиционных материалов совместно с ВИАМ и НПО «Ультракraft» разработан портативный автоматизированный ультразвуковой сканер, обеспечивающий диагностику различных изделий авиационной техники.

Благодаря наличию специально разработанного программного комплекса диагностика осуществляется без участия оператора.

Разработанный сканер не имеет аналогов.

## **РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ ОКСИДНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ СИСТЕМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОЛИЯДЕРНЫХ КОМПЛЕКСОВ МЕТАЛЛОВ В КАЧЕСТВЕ МОЛЕКУЛЯРНЫХ ПРЕКУРСОРОВ**

Новоторцев В. М., Доброхотова Ж. В., Коротеев П. С., Ефимов Н. Н., Гавриков А. В.

*ИОНХ РАН, Москва, vmnov@igic.ras.ru*

Одной из наиболее важных проблем современного материаловедения является получение оксидных керамических систем, так как именно эти системы составляют основу современной электронной техники: СВЧ, лазерной, радиотехники, оптики, вычислительной техники и т.д. Из керамических оксидных материалов интерес представляют ферриты, кобальтаты, никелаты, купраты, ниобаты, молибдаты, манганаты и другие соединения щелочных, щелочноземельных, редкоземельных элементов, а также их различные более сложные сочетания, использование которых обусловило несомненный прорыв в будущее. Уникальные свойства обнаруживают многие из оксидных керамических материалов на основе РЗЭ.

Методы получения компактных сложнооксидных материалов можно разделить на собственно керамические и методы с использованием прекурсоров. Высокие показатели в отношении улучшения функциональных характеристик таких материалов достигаются при использовании высокочистых исходных веществ и методов синтеза, обеспечивающих высокую химическую и фазовую однородность продуктов. В этом отношении перспективными по сравнению с высокотемпературными методами твердофазного синтеза являются так называемые методы «мягкой химии». Из химических методов получения оксидных материалов отдельно можно отметить методы получения оксидов из паров или растворов молекулярных прекурсоров – металл-органических соединений. Задача подбора прекурсора при получении гомометаллических оксидных систем решается однозначно, для получения смешаннооксидных систем, в основном, используются смеси различных прекурсоров. Интенсивные исследования в области синтеза и характеристики гетерометаллических комплексных соединений с органическими лигандами позволили рассматривать и использовать их в качестве индивидуальных прекурсоров сложнооксидных материалов.

В настоящей работе проведен комплекс исследований, целью которых являлись поиск новых молекулярных систем, способных генерировать сложнооксидные системы при «мягком» термолизе, оптимизация условий получения целевых продуктов и исследование их некоторых физико-химических характеристик.

Показана возможность использования гетерометаллических комплексов  $\text{Fe}_2\text{MO}(\text{Piv})_6(\text{HPiv})_3$  ( $\text{M} = \text{Ni}, \text{Co}$ ) для получения наноразмерных ферритов  $\text{MFe}_2\text{O}_4$  и пленок  $\text{NiFe}_2\text{O}_4$  методом spin-coating из раствора комплекса. Выполнено исследование магнитного поведения объемных образцов полученных ферритов.

Предложен способ получения кобальтата и никелата лития из синтезируемых по достаточно простым и универсальным методикам остовных и полимерных гетерометаллических пивалатных комплексов. Получены объемные и пленочные образцы  $\text{LiCoO}_2$  и объемные образцы  $\text{Li}_x\text{Ni}_{(2-x)}\text{O}_2$  на основе кубического  $\text{LiNiO}_2$ , выполнено исследование их магнитного поведения.

Рассмотрена возможность получения купрата, кобальтата и цинката бария из  $\text{Ba} - \text{M}(\text{II})$  биметаллических 3D-полимеров с анионами замещенных малоновых кислот. Оптимизированы условия получения целевых продуктов.

В качестве возможных прекурсоров кобальтатов, никелатов, купратов РЗЭ были рассмотрены биядерные пивалатные комплексы 3d- и 4f-металлов в системах  $\text{MLn}(\text{Piv})_5\text{LL}'$  ( $\text{M} = \text{Co}, \text{Ni}, \text{Cu}, \text{Zn}$ ;  $\text{Ln} = \text{Gd}, \text{Sm}, \text{Eu}$ ;  $\text{L} - \text{H}_2\text{O}$ ;  $\text{L}' - \text{bpy}, \text{phen}$ ). Проведено тестовое исследование магнитного поведения полученного образца кобальтата самария в интервале температур 70...300 К.

Для получения в мягких условиях смешанных оксидов  $\text{LnMO}_3$  предложено использовать ионные комплексы типа  $[\text{M}(\text{CH}_3\text{CN})_6][\text{Ln}(\text{NO}_3)_5]$  ( $\text{M} = \text{Co}, \text{Ni}, \text{Mn}$ ;  $\text{Ln} = \text{Gd}, \text{Tm}, \text{Dy}$ ).

Показана возможность получения  $\text{LnMn}_2\text{O}_5$  из новых биядерных нитрат-цимантренкарбоксилатов и полимерных ацетатов с периферийными цимантренкарбоксилатными группами (с соотношением  $\text{Ln} : \text{Mn}$ , равным 1:2). Для полученных наноразмерных образцов манганитов гадолиния, гольмия, эрбия и диспрозия исследовано магнитное поведение как в постоянном, так и в переменном магнитных полях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты №№ 14-03-00470, 14-03-00463), Гранта Президента Российской Федерации (гранты НШ-1712.2014.3) и Российской академии наук.

## ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ: 3D-ПРОТОТИПИРОВАНИЕ, ЛАЗЕРНАЯ И ПЛАЗМЕННАЯ НАПЛАВКА И ДР.

Леонтьев Л. И., Гельчинский Б. Р.

*Институт металлургии Уральского отделения РАН, brg47@list.ru*

Способ изготовления металлического порошка в значительной мере определяет его качество и себестоимость. Промышленные методы получения порошков условно делят на физические, химические и механические. Металлические порошки принято характеризовать химическими, физическими и технологическими свойствами. Основными из них являются: форма и удельная поверхность частиц, химический и фазовый состав.

### **Физические методы получения металлических порошков**

Способ испарения – конденсации (газофазный синтез). Нагрев испаряемого вещества осуществляется с помощью плазмы, лазера, электрической дуги, печей сопротивления, индукционным способом, пропусканием электрического тока через проволоку. Испарение и конденсацию проводят в вакууме, в инертном газе, в потоке газа или плазмы. Размер и форма частиц зависят от температуры процесса, состава атмосферы и давления в реакционном пространстве. Таким методом получают порошки Ni, Mo, Fe, Ti, Al.

Способ распыления жидкого металла. Распыление газом получают основную часть металлических порошков Fe, Al, Cu, Pb, Zn, Ti, W и др., а также сплавы на основе этих металлов. Методы диспергирования расплавов условно можно разделить на пять групп по принципу распыления: центробежное; ультразвуковое; потоками энергоносителей; бесконтактные методы; высокоскоростные методы. Размер образующихся частиц  $< 100$  мкм.

Достоинства физических методов: относительная простота оборудования, позволяющей получать конечный продукт требуемого качества для последующего применения; большая производительность, процесс диспергирования занимает намного меньше времени, чем подготовка производства перед распылением и дальнейшая обработка полученного порошка.

### **Применение плазменных технологий для получения металлических порошков**

В ИМЕТ УрО РАН организованы исследования и практическое применение новых комбинированных технологий на базе плазменного источника энергии.

Большие перспективы ожидаются в области использования плазменной струи при получении и применении металлических порошков. Плазменные тех

нологии позволяют производить металлические порошки заданного гранулометрического и химического состава, возможно получение порошков из тугоплавких материалов.

### **Обоснование для развития инновационных технологий получения порошков.**

Непрерывное повышение эксплуатационных характеристик современных изделий требует повышения качества порошков, используемых при изготовлении, с одновременным снижением стоимости их изготовления. В настоящее время актуальными стали размеры частиц порошка в диапазоне 20...150 мкм и число производств, где требуются такие дисперсные порошки, продолжает увеличиваться. Широкое применение порошковых материалов в различных отраслях промышленности ограничивается их высокой себестоимостью. Решение данной проблемы видится в создании многофункциональных установок, позволяющих получать разнообразные металлические порошки для конкретного потребителя, хоть и с небольшой производительностью, но при существенном сокращении капитальных и прямых затрат на производство.

Решить проблему получения металлических порошков различной номенклатуры с требуемыми свойствами можно с использованием высококонцентрированного источника теплоты, в частности плазменной и/или газовой струи.

Наши намерения по производству порошков: создать порошки не уступающие по основным эксплуатационным характеристикам импортным, что может быть достигнуто за счет изменения химсостава, использования вторичного сырья и модификации технологии.

# ТОНКАЯ КОНДЕНСИРОВАННАЯ ФОЛЬГА МЕМБРАННЫХ СПЛАВОВ PD-CU И PD-RU: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Иевлев В. М.<sup>\*,\*\*</sup>, Максименко А. А.<sup>\*\*\*</sup>, Донцов А. И.<sup>\*\*\*</sup>, Белоногов Е. К.<sup>\*\*\*</sup>, Рошан Н. Р.<sup>\*\*</sup>

<sup>\*</sup>МГУ им. Ломоносова, г. Москва

<sup>\*\*</sup>ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

<sup>\*\*\*</sup>Воронежский государственный университет, [nilete@mail.ru](mailto:nilete@mail.ru)

Основные подходы к повышению эффективности мембранных элементов глубокой очистки водорода базируются на создании сплавов на основе Pd, обеспечивающих высокую водородопроницаемость, селективность, и на уменьшении толщины селективного слоя. Один из возможных вариантов создания тонкой мембранной фольги магнетронное распыление мишени соответствующего состава.

Установление закономерностей формирования структуры и свойств тонкой конденсированной фольги в процессе магнетронного распыления сплавов на основе палладия: Pd-40%Cu, Pd-6%Ru

## Результаты и обсуждение

В процессе роста конденсированной фольги сплава Pd-Cu на ненагретой подложке формируется только  $\beta$ -фаза с двумя преобладающими направлениями роста зерен  $\langle 110 \rangle$  и  $\langle 112 \rangle$ , при  $T_{\text{п}} = 700$  К – преобладает  $\beta$ -фаза с текстурой  $\langle 112 \rangle$  при незначительной доле  $\alpha$ -фазы. Для фольги сплава Pd-Ru формируется однофазный твердый раствор с большой долей аксиальной текстуры роста  $\langle 111 \rangle$ , свойственной конденсации с ГЦК решеткой, причем при  $T_{\text{п}} = 700$  К текстура менее выражена.

Установлено, что, для обоих сплавов, из начального слоя толщиной около 0,5 мкм с субмикроструктурной зеренной структурой по мере увеличения толщины происходит селективный рост отдельных зерен, образующих текстуры роста в соответствии с моделью, представленной впервые в работе [1]. Селек-

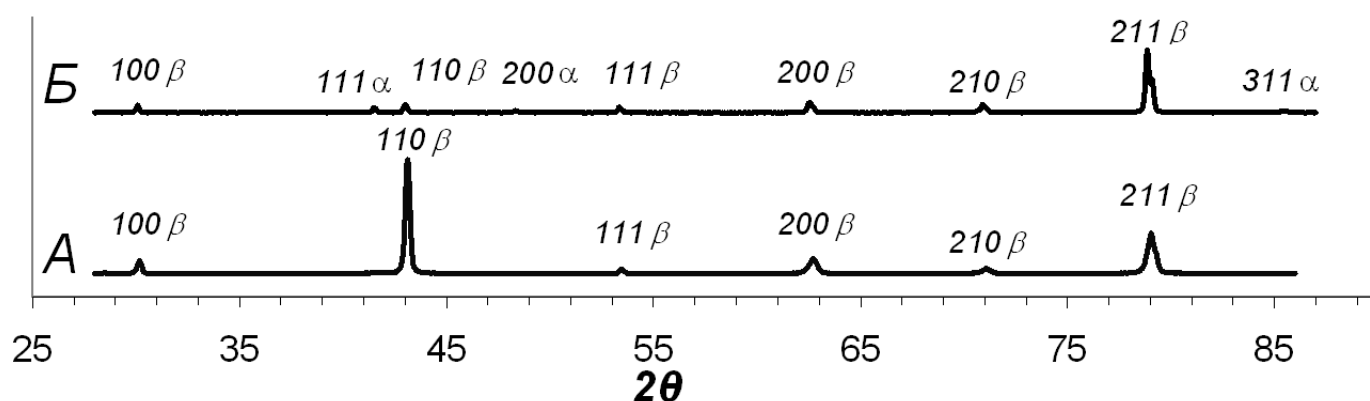


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы образцов исходной фольги, выращенной на ненагретой (А) и нагретой до 700 К (Б) подложках

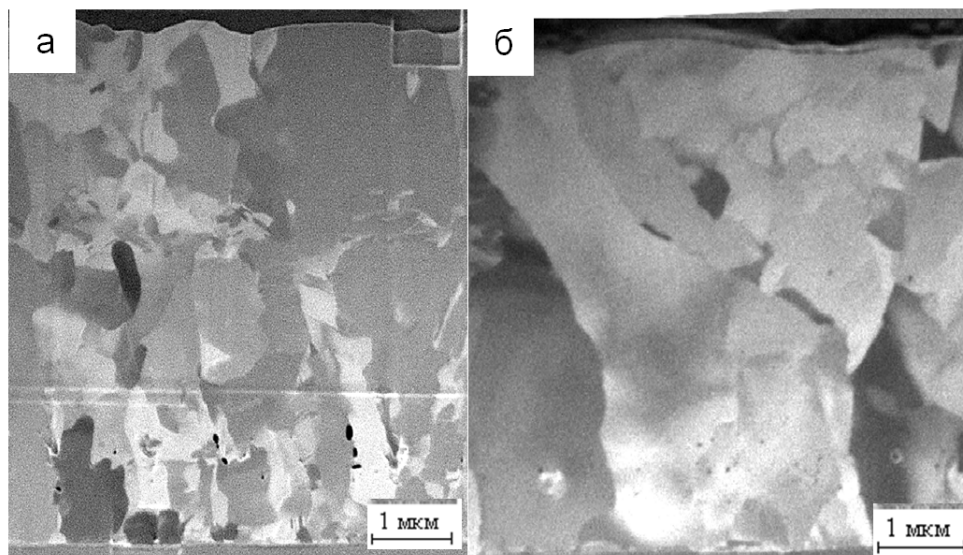


Рис. 2. РЭМ изображения cross section образцов исходной фольги толщиной ~6 мкм, выращенной на ненагретой подложке (а); после ее нагрева до 970 К и охлаждения до 300 К (б) тивный рост взаимно разориентированных по азимуту зерен приводит к анизотропии их формы.

Деформация фольги обоих сплавов имеет упруго-пластический характер, твердость 3,0...3,6 ГПа. Твердость исходной фольги со стороны межфазной границы выше на 20...50% что обусловлено градиентом зеренной структуры.

Также установлено, что водородопроницаемость конденсированной фольги сплава Pd-Cu почти в 10 раз превышает водородопроницаемость аналогичной конденсированной фольги Pd [2], что согласуется с известными данными по энергии активации диффузии водорода в Pd и в  $\beta$ -фазе системы Pd-Cu. На водородопроницаемость фольги так же оказывает влияние особенность зеренной структуры: межзеренные границы и компенсирующие азимутальную разориентацию зерен в случае одноосной текстуры дислокации, ориентированные вдоль направления диффузии водорода. Для фольги сплава Pd-Ru увеличение водородопроницаемости не столь значительно (1,5...2 раза), но фольга этого сплава имеет более высокую коррозионную стойкость в атмосфере водорода. Существенное различие величины водородопроницаемости между фольгой сплава Pd-Ru и фольгой сплава Pd-Cu ( $\beta$ -фаза) вызвано тем, что решетка сплава Pd-Cu менее плотно упакована и имеет более высокие значения коэффициентов диффузии.

Работа выполнена в рамках государственного задания ВУЗам Министерства образования и науки России в сфере научной деятельности на 2014-2016 годы (проект №848) и поддержана грантом РФФИ № 13-08-12408.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Van der Drift A. / Phillips Res. Repts. – 1967. – V. 22. – P. 267-276.
2. Водородопроницаемость фольги сплавов Pd-Cu, Pd-Ru и Pd-In-Ru, полученной магнетронным распылением / В. М. Иевлев, Н. Р. Рошан, Е. К. Белоногов, С. Б. Куцев, С. В. Канныкин, А. А. Максименко, А. И. Донцов, Ю. И. Глазунова // Конденсированные среды и межфазные границы. — Воронеж, 2012. — Т. 14, № 4. - С. 422-427.

# МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ.

Ляхов Н. З., Лиопо В. А., Григорьева Т. Ф., Овчинников Е. В.  
 Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск  
 Гродненский государственный университет им. Янки Купалы, ovchin@grsu.by

Монофазные частицы веществ могут иметь различные поперечные размеры ( $l$ ) от нескольких нанометров до значений, превышающих 1 м. У всех частиц есть поверхность, которая является их границей в смеси с другими объектами. Наличие поверхности позволяет отделить частицу из смесей механическими способами. Количественными параметрами линейного размера частиц является величина  $\sigma = -\lg l$ . Если  $l_{\max} \geq 1$  м,  $l_{\min} \leq 1$  нм, то  $\sigma_{\max} = 0$ ,  $\sigma_{\min} = 9$ . Тогда все частицы можно разделить на 10 классов. Принято считать, что при  $l \leq 100$  нм объект является наночастицей, то есть в разряд наночастиц попадают объекты 8,9,10 классов. Но к наночастицам предъявляются дополнительные требования: численные значения параметров физических свойств зависят от их размера. Многочисленные литературные данные говорят о том, что эта зависимость описывается функцией  $S(r)$ . Табличное значение параметра  $S$  остается постоянным до некоторых значений размеров частиц  $L_0$ . При дальнейшем уменьшении линейного размера  $S(R)$  начинает меняться. Следовательно, существует граница между макро- и наносостояниями. При  $r > L_0$  – это макросостояние, при  $r < L_0$  – наносостояние. Граница  $L_0$  не является резкой. Чем сильнее  $r$  отличается от  $L_0$ , тем ярче проявляются свойства соответствующего состояния. Если  $S(r)$  заменить на  $C_v(T)$  ( $C_v(T)$  зависимость теплоемкости при постоянном объеме от температуры), то эта кривая полностью соответствует известным почти 100 лет зависимостям  $C_v(T)$ . В этом случае роль  $L_0$  играет температура Дебая ( $\Theta_D$ ). При  $T > \Theta_D$  для описания термодинамических процессов достаточно использовать классическую статистику Максвелла-Гиббса-Больцмана. При  $T < \Theta_D$  нужна квантовая статистика. Наряду с  $\Theta_D$  используются дебаевские параметры:  $\omega_D$  – циклическая частота,  $\nu_D$  – частота,  $P_D$  – импульс,  $\lambda_D$  – длина (волны),  $E_D$  – энергия. Эти параметры связаны зависимостью:

$$E_D = h\nu_D = \hbar\omega_D = k\Theta_D = \frac{P_D^2}{2m} = \frac{h^2}{\lambda_D^2 2m}, \quad (1)$$

где  $h$ ,  $\hbar$  – постоянная Планка,  $k$  – постоянная Больцмана,  $m$  – масса электрона. Дебаевская длина рассчитывается для определенного направления в кристалле. Если вещество изотропное, то  $P^2 = 3P_x^2$ . Тогда получим:

$$L_0 = \lambda_D = \frac{\sqrt{1,5}h}{\sqrt{km}} \Theta_D^{-1/2}. \quad (2)$$

Подставив в условие (2) значения физических констант получим:

$$L_o = \lambda_D = 2,3 \cdot 10^{-7} [\text{мК}^{1/2}] \theta_D^{-1/2} = 230 \theta_D^{-1/2} [\text{нм}]. \quad (3)$$

Значение  $\theta_D$  известно для многих веществ и может быть определено экспериментально. Данные, приведенные в литературе, позволяют найти  $(L_o)_3$ . Их величины и значения, рассчитанные по формуле (3), практически совпадают друг с другом:  $|[(L_o)_3 - (L_o)_{\text{выч}}] / (L_o)_{\text{выч}}| \leq 10\%$ . Зависимость  $S(r)$  может быть описана формулой:

$$S(r) = \frac{S_v}{\left| \exp \left[ \alpha \left( \frac{1-x}{x} \right)^{3/2} \right] \right|}, \quad (4)$$

где  $X=r/L_o$ ,  $\alpha$  – параметр, зависящий от изучаемого свойства. Дебаевская длина  $\lambda_D$  определяет область действия электрона в веществе. Следовательно, при  $r \leq L_o$  меняется механизм поведения электрона. Одноэлектронное приближение можно заменить на модель «электронного желе». В ряде работ указывается на то, что  $\lambda_D$  определяет среднюю длину свободного пробега фонона. То есть при  $r \leq L_o$  в частице наблюдается состояние фононного вакуума. Все это объясняет изменения значений параметров физических свойств, а иногда и появление свойств не имеющих у макроскопических аналогов того же вещества. Слоистые силикаты обладают общими свойствами, главные из которых – это склонность к изоморфизму и наличие слабой (ван дер Ваальсовой) связи между слоями. Это и обуславливает их спайность. В межслоевые промежутки могут внедряться различные атомы и молекулы воды. Последнее объясняет наличие различных гидратированных типов кристаллов слоистых силикатов. Диспергирование кристаллов слоистых силикатов создает чешуйчатые кристаллы с одномерной наноразмерностью. Поверхности таких чешуек созданы основаниями тетраэдров (слюды), либо тетраэдров и октаэдров (каолинит и т.п.). В каолините, как и в отдельных слоистых силикатах, на их поверхности формируются участки электростатической (зарядовой) мозаики, обусловленной дефектами замещения и смещения. Наличие полярного гидроксидов в структуре каолинита и отсутствие центра симметрии способствует возникновению активных поверхностных центров. Чешуйчатые нанокристаллы с наноразмерной толщиной и линейными размерами 5-7 класса крупности являются достаточно эффективными наполнителями полимерных композитов. Для повышения модифицирующей активности необходимо провести такую обработку наночастиц, чтобы в них увеличить структурную дефектность, которая приведет к усилению зарядовой активности поверхности. Для этих целей могут быть использованы методы ионной имплантации, лазерная обработка и механическая активация. Наличие ячеек зарядовой мозаики на поверхно-

сти слоистых силикатов, увеличение их концентрации при механической активации подтверждается нашими экспериментальными исследованиями. Установлено, что введение механоактивированной смеси «полиамид 6-каолинит» в полимерную матрицу полиамида 6 увеличивает вязкостные характеристики в 1,2...1,3 раза, прочность при растяжении в 1,3...2 раза в зависимости от процентного содержания модификатора.

## **РОЛЬ СОВРЕМЕННОЙ АНАЛИТИЧЕСКОЙ ЛАБОРАТОРИИ В ХОДЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И ДИАГНОСТИКИ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ**

Холодова Е. М., Хаханов С. Н.

ООО «Системы для микроскопии и анализа», д. Сколково, ЦКП «Микроанализ»

Конструкционные материалы всегда являлись одной из самых передовых и перспективных отраслей науки и промышленности. Большой вклад в развитие данной отрасли вносят современные технологии, где немаловажное значение занимает именно диагностика материалов.

Современная аналитическая лаборатория занимает лидирующую позицию в решении поставленных задач отрасли конструкционных материалов, что предполагает наличие высокотехнологичного оборудования и современных методик постановки экспериментов.

Цель настоящего доклада – показать возможности современной сервисной аналитической лаборатории в ряде поставленных задач на базе электронной и ионной микроскопии:

- Мультимасштабные исследования различных объектов (от макро к нано);
- 3D-реконструкция объектов с последующей математической обработкой по ряду признаков;
- Анализ структуры и элементного состава;
- Изготовление и исправление прототипов микро- и наноструктур.

Разработка и использование современных методик постановки экспериментов и проведения измерений:

- Входной-выходной контроль,

- Оработка технологии получения новых материалов,
- Контроль техпроцесса, анализ отказов и поиск дефектов,
- Конструкционные и композиционные материалы,
- Тонкие пленки и покрытия. Анализ микро- и нанослоев в многослой-

ных гетероструктурах.

Области применения:

- Материаловедение и металлургия;
- Криминалистика и экспертиза;
- Микро- и оптоэлектроника;
- Нефте- и газодобывающая промышленность;
- Приборостроение;
- Пищевая, лёгкая и химическая промышленности;

и т.д.

Таким образом, можно сказать, что современная сервисная аналитическая лаборатория электронной микроскопии может успешно решать различные задачи для разработки и исследования новых материалов и конструкций в различных отраслях производства и областях науки.

## СЕКЦИЯ “НАНОМАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ”

### **О РОЛИ ТРИБОХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ИЗНАШИВАНИИ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА И ДИСУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА**

Адериха В. Н., Краснов А. П.\*, Шаповалов В. А., Голубь А. С.\*

*Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАН Беларуси, г. Гомель*

*\*Институт элементоорганических соединений им. А.Н. Несмеянова РАН, г. Москва*

Модифицирование ПТФЭ наноразмерными частицами является эффективным способом создания высокоизносостойких материалов трибологического назначения. Наноразмерные наполнители различной природы обеспечивают необычайно большое повышение износостойкости – на 2...3 порядка – при степени наполнения 1...2 мас. %, сохраняя пластичность и прочность получаемых нанокompозитов на уровне, близком к исходному ПТФЭ. По опубликованным данным, такой эффект обеспечивают оксиды и нитриды Al, Co, Ti, Si, шпинели Mg, Co, Cu, технический углерод, а при наполнении ПТФЭ 1 об. %.  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  повышение износостойкости достигает 4 порядков. Тот факт, что использование  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  оказывает на 2 порядка более слабое воздействие на повышение износостойкости ПТФЭ по сравнению с  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , может указывать на то, что в случае  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  работают дополнительные механизмы повышения износостойкости ПТФЭ, обусловленные особенностями его строения и свойств. Резкое падение износостойкости нанокompозита ПТФЭ  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  при испытаниях в сухой атмосфере или высоком вакууме (на ~2 порядка, т.е. до уровня других нанокompозитов) указывает на то, что именно пары воды играют важную роль в обеспечении дополнительного прироста износостойкости нанокompозитов ПТФЭ  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  при испытаниях в нормальных условиях, что позволило предположить его трибохимическую природу [1].

В работе представлены результаты исследования структуры и трибологического поведения нанокompозита на основе ПТФЭ и 1 мас. % дисульфида молибдена при различных режимах фрикционных испытаний.

Установлено, что введение 1 мас. %  $\text{MoS}_2$  позволяет увеличить износостойкость ПТФЭ в 10...40 раз в зависимости от условий трения. Максимальная износостойкость нанокompозита достигается в условиях испытаний, которые характеризуются повышенными температурами фрикционного саморазогрева, об-

легчающими накопление и дальнейшее диспергирование наполнителя в поверхностном слое трения. По данным ИК-спектроскопии, полимер поверхностного слоя характеризуется в этом случае выраженными деструктивными изменениями, включающими появление концевых метиленовых групп с частичным или полным замещением фтора на водород, гидроксильных групп и сорбированной воды. Это, по-видимому, является результатом трибохимического гидролитического модифицирования макромолекул ПТФЭ на поверхности трения и возможно только при участии молекул воды.

Предполагается, что процесс катализируется дисульфидом молибдена, который в высокодисперсном состоянии является эффективным катализатором электролитического разложения воды [2], а его оксиды – катализаторами гидролитической деструкции фреонов [3]. Трибохимические процессы с участием активных продуктов разложения воды не могут ограничиваться деструкционными изменениями ПТФЭ на поверхностях трения, выявленными ИК-спектроскопией, так как они априори способны улучшить только смазочные свойства, и, по-видимому, сопровождаются структурированием граничных слоев полимера поверхностей трения, напр. ветвлением или сшиванием, что и обеспечивает дополнительное повышение износостойкости.

Большая часть известных в настоящее время нанонаполнителей, обеспечивающих получение высокоизносостойких нанокомпозитов на основе ПТФЭ, например оксиды и оксинитриды Al, Ti, Co, Zr, Si, являются катализаторами фотолиза воды и, с учетом условий трибо- и механоактивации, экзоэлектронной эмиссии при трении, потенциально обладают способностью инициировать трибохимические процессы гидролитического модифицирования ПТФЭ как дополнительного механизма повышения износостойкости нанокомпозитов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. B. A. Krick, J. J. Ewin, G. S. Blackman, C. P. Junk, W. G. Sawyer, Environmental dependence of ultra-low wear behavior of polytetrafluoroethylene (PTFE) and alumina composites suggests tribochemical mechanisms, Trib. Int. 51 (2012) 42–46
2. D. Voiry, M. Salehi, R. Silva, T. Fujita, M. Chen, T. Asefa, V. B. Shenoy, G. Eda, and M. Chhowalla, Conducting MoS<sub>2</sub> Nanosheets as Catalysts for Hydrogen Evolution Reaction, Nano Lett., 13 (2013) 6222–6227
3. P. Ning, X. Wang, H-J. Bart, T. Liu, J. Huang, Y. Wang, and H. Gao, Catalytic Decomposition of CFC-12 over Solid Superacid Mo<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ZrO<sub>2</sub>, J. of Environ. Eng. 137 (2011) 897-902

## **О ЗАВИСИМОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ Fe-Cr-Co ОТ РЕЖИМОВ МЕХАНОАКТИВАЦИИ**

Алымов М. И., Капустин Р. Д., Петров Е. В., Сайков И. В., Гордополова Л. В.  
*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской академии наук, г. Черноголовка, isman@ism.ac.ru.*

В работе объектом исследования была выбрана порошковая смесь на основе сплавов переходных элементов системы Fe-Cr-Co, которая широко используется для получения высококоэрцитивных магнитотвердых материалов. Применение механической обработки вышеуказанной смеси перспективно для улучшения её прессуемости и снижения температуры вакуумного спекания, вплоть до полного исключения данной операции из процесса получения магнитотвердых материалов. Соотношение железа, хрома, кобальта и различных добавок в исходной смеси было определено по результатам известных литературных данных о магнитотвердых материалах на их основе и опыте предыдущих работ.

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

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

Рентгенофазовый анализ показал, что с увеличением времени механической обработки наблюдается уменьшение интенсивности линий исходных металлов с одновременным ростом их ширины. Уширение линий связано, очевидно, с уменьшением размеров областей когерентного рассеяния, накоплением микронапряжений кристаллической структуры с дальнейшей аморфизацией.

Методика эксперимента предусматривала исследование распределения частиц по размерам в зависимости от времени механической обработки с помощью лазерного анализатора частиц.

Было установлено, что в результате механической обработки, образуются частицы, представляющие собой твердый раствор на основе Fe-Cr-Co, по форме близкие к сферической, со средним размером от 50 до 200 мкм и удельной поверхностью порядка 0,5 м<sup>2</sup>/г.

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

до 90 г.

Рентгенофазовый анализ показал, что в смеси, обработанной в течение 5 минут на мельнице АГО-2, происходит деградация интенсивности пиков металлов с одновременным их уширением, сравнимая со смесью, механообработанной в мельнице типа РМ-400 в течение 15 минут. Это говорит о том, что механическая обработка на мельнице планетарного типа за короткий промежуток времени вносит больше изменений в смесь Fe-Cr-Co.

В итоге также происходит разрушении кристаллической решетки Fe, Cr и Co и образование композиционных частиц, представляющих собой твердый раствор.

Тем не менее, существенным отличием является то, что образовавшиеся композиционные частицы, представляют собой не сферы, а слоистые чешуйки, состоящие из слоев исходных компонентов чередующихся между собой на нано-уровне.

При измерении удельной поверхности обработанной смеси на двух видах мельниц наблюдается увеличение в 1,46 раз удельной поверхности смеси, обработанной в мельнице АГО-2, по сравнению со смесью, обработанной в мельнице типа РМ-400.

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

## **СВОЙСТВА ОБЪЕМНОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ**

Белоусов Г. С., Омельченко А. В., Филиппов Г. А., Гетманова М. Е., Белоусов А. В.  
ФГУП «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина», г. Москва, [iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Азот рассматривается как один из перспективных легирующих элементов для создания сталей и сплавов с принципиально новыми, более высокими свойствами [1]. Однако, из-за специфических свойств азота как легирующего элемента и в первую очередь, ввиду его низкой растворимости в железе и в связи со сложностью его введения в стали и сплавы потенциальные возможности высокоазотистых сталей далеко не выяснены. В первую очередь это касается сталей и сплавов со сверхравновесным содержанием азота, информация о которых весь-

ма ограничена.

Разработанный в ЦНИИчермет им. И. П.Бардина метод газотермобарического легирования (ГТБЛ) азотом сталей и сплавов за счет варьирования параметрами процесса позволяет получать стали и сплавы со сверхравновесными концентрациями азота, обладающих широким спектром структур. Показано, что низколегированные и высоколегированные стали после насыщения азотом методом ГТБЛ до концентраций 0,4...2,3 % по массе обладают дисперсными структурами с нитридами размером 20...100 нм. В результате ресурс деталей механизмов и машин, работающих в условиях многофакторного разрушающего воздействия (ударные и циклические нагрузки, абразивный износ, агрессивные среды и т.п.) увеличивается до 1,5...4,0 раз.

Применение технологии ГТБЛ для титановых сплавов позволило достичь толщины слоя нитрида титана 25 мкм, а общая глубина упрочненного слоя достигает до 80...100 мкм, что не удастся получить традиционными методами азотирования. Важным для практических целей является наличие переходной зоны, обеспечивающей плавный переход от нитридного слоя с высокой твердостью к матрице, что особенно важно для хорошей адгезии хрупкого монослоя нитрида (TiN) на поверхности с основным металлом.

При обработке методом ГТБЛ твердосплавного инструмента для операций резания и обработки давлением (сплавы типа Т5К10, ВК6, ВК8 и др.) установлено повышение твердости на 50...100 НВ, что позволило повысить его стойкость от 1,5 до 5...6 раз. Металлографическими исследованиями показано, что данные свойства обеспечиваются полигонизацией структуры твердого сплава в результате разработанной технологии ГТБЛ.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант №13-08-0093114.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. G. Krauss. Steels. Processing, Structure, and Performance. Materials Park, Ohio, 2005. p 613.

## СТРУКТУРНЫЕ И СУБСТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, МАКРОНАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ ОТЖИГЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК Ag-Cu И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК

Босых М. А., Костюченко А. В., Кущев С. Б., Лукин О. А.\*, Солдатенко С. А., Тураева Т. Л.

*Воронежский государственный технический университет, rnileme@mail.ru*

*\*Московский государственный университет путей сообщения ollukin@mail.ru*

Методами рентгеновской дифрактометрии, просвечивающей электронной микро-скопии, сканирующей зондовой микроскопии и наноиндентирования проведены исследования фазового состава, морфологии поверхности, внутренних макронапряжений и твердости нанокристаллических пленок Ag-Cu, прошедших термический отжиг.

Пленки Ag-Cu толщиной  $\sim 1$  мкм получали термическим испарением и конденсацией в вакууме  $5 \cdot 10^{-4}$  Па соответствующих металлов из двух источников на поверхность термически оксидированных пластин (111) Si со слоем оксида толщиной около 0,5 мкм при температуре подложек  $T_{\text{п}} = 300 \dots 600$  К и скорости конденсации около 30 нм/с. Затем гетероструктуры пленка Ag-Cu/SiO<sub>2</sub> /(111)Si подвергали 3-х ступенчатому изохорическому отжигу ( $T_{\text{отж}} = 370, 470, \text{ и } 570$  К; время каждого цикла 15 мин.) в вакууме  $2 \dots 5 \cdot 10^{-4}$  Па

Установлено, что в процессе совместной конденсации металлов на подложке при  $T_{\text{п}} = 300$  К формируется пленка смеси фаз: аморфная, твердый раствор Cu в Ag и твердый раствор Ag в Cu неравновесной концентрации. Фазы распределены стохастически по объему пленки. Высокая плотностью центров зарождения фаз и низкая подвижность атомов при этой температуре обуславливают высокую дисперсность пленки и гладкий рельеф поверхности. Отжиг пленок при  $T = 370, 470$  и  $570$  К приводит к образованию фаз твердых растворов на основе Ag и Cu с параметрами решетки близкими, ожидаемым для данной температуры (согласно диаграмме состояния). Полученные данные свидетельствуют о том, что при отжиге в результате диффузионных процессов происходит расслоение твердых растворов [1], что приводит к равновесному состоянию данной системы. С увеличением температуры отжига шероховатость поверхности пленок увеличивается с 9 до 13 нм. Структурные элементы каждой из фаз (Ag и Cu) сегрегированны в блоки, образуя островково-лабиринтное распределение фаз на поверхности пленок.

Показано, что макроскопические напряжения в пленках Ag-Cu, полученных при  $T_{\text{п}} = 300$  К связаны с образованием твердых растворов на основе Ag и Cu с взаимной растворимостью элементов, превышающей равновесные значения и

с образованием нанокристаллической субструктуры пленок. При изохорическом трехступенчатом отжиге релаксация напряжений в пленках происходит в результате расслоения твердых растворов с образованием фаз Ag и Cu и увеличением размера зерен.

По результатам полученных для пленок Ag-Cu в различном структурном состоянии упругопластических характеристик (твердость ( $H$ ), контактный модуль упругости ( $E_r$ ), величина упругого прогиба поверхности образца по контуру отпечатка ( $h_s$ ), истинная глубина отпечатка при максимальной нагрузке на индентор ( $h_c$ ) построены диаграммы зависимости  $H/E_r$  от  $h_s/h_c$ . Установлено, что в результате термического отжига происходит уменьшение величины соотношения  $H/E_r$ . Из анализа зависимости  $H/E_r$  от  $h_s/h$  по методике, описанной в [2], дана оценка предельной твердости ( $H_{пред}$ ) пленок. Установлено, что для аморфно-нанокристаллических пленок Ag-Cu (аморфная матрица с нанокристаллитами размером  $\sim 5$  нм)  $H_{пред}$  составляет 17 ГПа, а для субмикрорекристаллических  $H_{пред} = 20$  ГПа.

На основании полученной для пленок Ag-Cu диаграммы зависимости твердости от размера зерна ( $H-d^{-1/2}$ ), имеющей перегибы при переходе из области с аморфно-нанокристаллической структурой (область I) к области с нанокристаллической структурой с размером зерен менее 50 нм (область II) и из области II к области с размером зерен более 50 нм (область III), сделан вывод о различных механизмах пластической деформации в указанных диапазонах. В области I возможный механизм деформации – сдвиги в объеме аморфной фазы; в области II наиболее вероятен механизм пластической деформации - поворот зерен и зернограничное скольжение; в области III зависимость  $H-d^{-1/2}$  описывается соотношением Холла-Петча, что указывает на двойникование и внутризеренное скольжение дислокаций как на преобладающий механизм пластической деформации.

Работа поддержана грантом Минобрнауки (Программа государственного заказа вузам в сфере научной деятельности на 2014-2016 годы).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Иевлев В. М., Кинетика диффузионного расслоения при росте пленок двухкомпонентных металлических систем с ограниченной взаимной растворимостью [Текст] / В. М. Иевлев, Е. В. Шведов, В. П. Ампилов, Г. В. Меркулов // ФММ. 2000.- Т.90.- № 2.- С.72-76.
2. Фирстов С.А., Новые методологические возможности определения механических свойств современных материалов методом автоматического индентирования [Текст] / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Э. П. Печковский // Наука та інновації. 2010.-Т.6.-№5.- С.7-18.

## НОВЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛА С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ (ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ, СВОЙСТВА И ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ)

Викарчук А. А., Романов А. Е.\*

*Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, fti@tltsu.ru*

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, aer@mail.ioffe.ru*

При производстве нанокатализаторов, изготовлении мембранной продукции, сорбентов весьма востребованы материалы с развитой поверхностью. Перспективными для этих целей могут стать материалы на основе металлов и их оксидов, они обладают высокой прочностью, теплопроводностью, термической и коррозионной стойкостью. Главный их недостаток – это малая удельная поверхность.

Целью данной работы является создание металлических носителей, покрытий, слоев на них, обладающих развитой поверхностью и имеющих нанопористую или нановискерную структуру и высокие каталитические, сорбирующие и фильтрующие свойства. Технология получения таких материалов включает следующие технологические операции: выращивание на сетчатом металлическом носителе методом электроосаждения металла нано- и микрочастиц, кристаллов, слоев и покрытий из них; термическую обработку материала в инертных или реакционных средах; селективное химическое травление подложки, покрытий или отдельных частиц. Удельная поверхность материала при этом увеличивается на порядки.

Особый научный и практический интерес представляют выращенные на сетчатом носителе нано- микрочастицы и кристаллы меди (рис. 1, а), имеющие оси симметрии пятого порядка. Они содержат высокоэнергетические дефекты дисклинационного типа, двойниковые границы, прослойки и вставки, обладают огромной запасенной в объеме упругой энергией

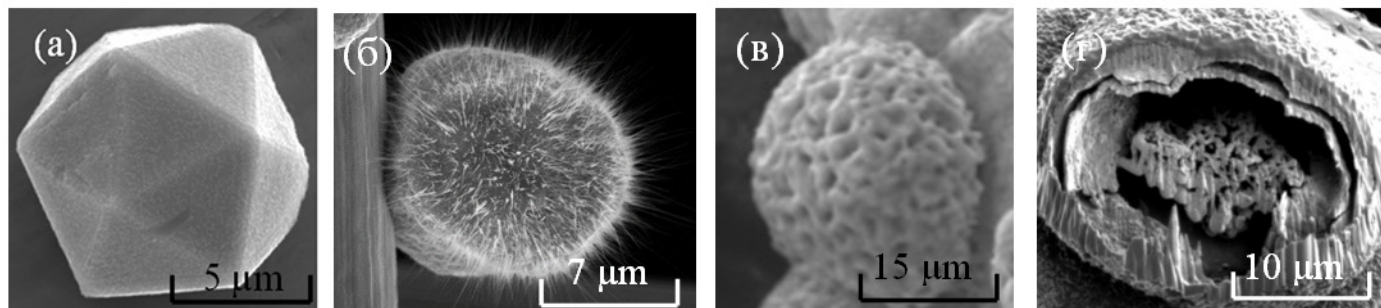


Рис. 1. ИМЧ меди, выращенные на сетчатом носителе и их эволюция в температурных полях:

а – частица после электроосаждения, б – с нановискерами из  $\text{CuO}$  (отжиг на воздухе при  $400^\circ\text{C}$  3 часа), в – с нанопористой структурой (отжиг при  $550^\circ\text{C}$  3 часа), г – с внутренней полостью (отжиг  $600^\circ\text{C}$  3 часа)

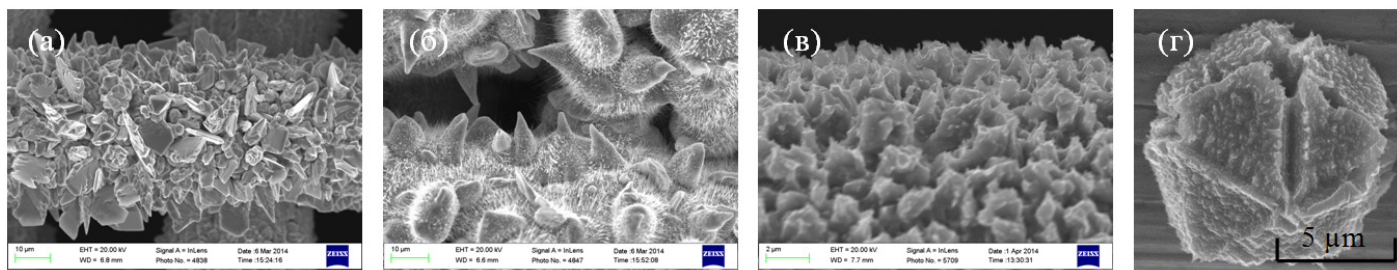


*Рис. 2. Развитая поверхность медного покрытия, полученного:*

*а – методом электроосаждения с активацией катода, б – его термообработкой, в – травлением, г – растравленная икосаэдрическая частица*

В температурных полях или при химическом травлении икосаэдрических малых частиц (ИМЧ) эта энергия релаксирует с образованием развитой поверхности в виде нанопор и внутренних полостей, выращенных на поверхности нановискеров и сформировавшегося специфического рельефа (рис. 1).

При химическом травлении более интенсивно растравливается материал частицы в местах выхода дисклиний (12 вершин ИМЧ) и в центре частицы, где структура крайне искажена. Частицы травятся больше изнутри, чем на поверхности, за счет этого удельная поверхность ИМЧ возрастает на порядки (рис. 2, г).

Удельную поверхность можно увеличить не только в ИМЧ, но и у обычных ГЦК-кристаллов, имеющие дисклинационные дефекты в исходной структуре (рис. 2, а...в).

Для этого используется такие способы как: электроосаждение металла из раствора электролита с активацией катода (рис 2, а); электроосаждение дефектных кристаллов с последующим их отжигом на воздухе при 400° С (рис. 2, б); электроосаждение покрытий с последующим их травление (рис. 2, в).

Описанные выше способы увеличения удельной поверхности нами используется при изготовлении нанокатализаторов, адсорбентов и адсорбционно-каталитических фильтров.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО Тольяттинский государственный университет, договор № 14.B25.31.0011.

## СПЕЦИАЛЬНЫЕ СПЛАВЫ КАТОДОВ ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-AL-Si-N

Волочко А. Т., Мисуно П. Н.

Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, volochkoat@mail.ru

Нанесение упрочняющих покрытий один из наиболее часто используемых методов улучшения износостойкости обрабатывающих инструментов. Наиболее известны покрытия на основе нитрида титана. Эти покрытия обладают высокой твердостью, коррозионной стойкостью и низким коэффициентом трения. Однако диапазон рабочих температур у таких покрытий ограничен 500 °С из-за окисления и старения. Современные нанокристаллические покрытия на основе нитридов Ti-Al способны выдерживать температуру до 700 °С без заметного окисления, сохраняя при этом твердость на уровне 25...30 ГПа.

Введения Si в состав покрытий приводит к формированию нового типа тонкопленочных материалов – композиционных нанокристаллических и аморфных покрытий, в которых кристаллиты TiAlN размерами 5...10 нм инкорпорированы в матрицу аморфного нитрида кремния, которая, по сути, является тонкой межзеренной прослойкой, разделяющей кристаллиты [1]. Ее наличие существенно изменяет механические свойства покрытий. Благодаря подавлению зернограничного проскальзывания и проявления сверхпластичности для ультрадисперсной зеренной структуры нитрида титан-алюминия удается повысить твердость покрытий выше 40 ГПа, т.е. получать сверхтвердые покрытия. Условия эксплуатации быстрорежущего инструмента приводят к его существенному нагреву и неизбежной коалесценции свободно соприкасающихся малых зерен и уменьшению эффекта зернограничного упрочнения. Аморфная прослойка аморфной керамики  $\text{Si}_3\text{N}_4$  стабилизирует структуру при высоких температурах. Ее барьерный эффект также проявляется в подавлении зернограничной диффузии кислорода, окислении и деградации структуры покрытия.

Для получения покрытий Ti-Al-Si-N широкое распространение получил метод

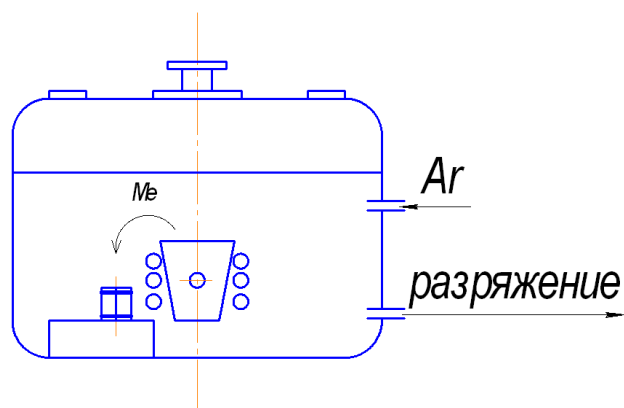


Рис. 1. Схема плавки в среде аргона

метод магнетронного распыления с применением нескольких мишеней, изготовленных из Ti и Al или сплава Al-Si [2]. Однако, данный метод имеет ряд существенных недостатков, таких как низкая степень ионизации распыленного вещества потока и, как следствие, слабая химическая активность в процессах образования соединений Ti-Al-Si-N,

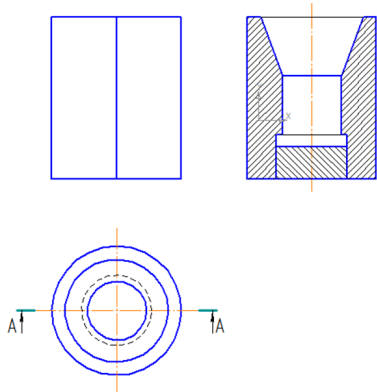


Рис. 2. Форма для заливки катода

свойствах покрытий.

Данная работа посвящена получению катодов Ti-Al-Si вакуумно-индукционной плавкой. Плавка проводилась в вакуумно-индукционной печи в атмосфере инертного газа (Ar). Схема плавки представлена на рис. 1. Переплав шихты осуществлялся в графито-шамотном тигле объемом 1 литр. Температура плавки шихты составляла 1500...1600 °С, время плавления 10 мин, время выдержки 5...10 мин. Заливка расплава в разъемную кокильную оснастку (рис. 2) осуществлялась в вакуумной камере, при форвакууме 10 Па и в среде аргона, при избыточном давлении  $5 \cdot 10^5$  Па. Полученная отливка представлена на рис. 3. В дальнейшем для эксплуатации катода прибыль удаляется (рис. 4) электроэрозионной обработкой.



Рис. 4. Литой катод



Рис. 3. Отливка катода

нейшем для эксплуатации катода прибыль удаляется (рис. 4) электроэрозионной обработкой.

Нанесение покрытий из катодов, полученных данным способом позволяет формировать покрытия из тугоплавких металлов и сплавов (в том числе и многокомпонентных), сохранять стехиометрический состав исходного материала катода при напылении и получать равномерные по толщине покрытия с твердостью свыше 40 ГПа.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. S. Veprek, M. G. J. Vekrek-Heijman, P. Karvankova, J. Prochazka. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites / Thin Solid Films – 2005 – Vol. 476 – P. 1-29.
2. Z.-J. Liu, P. W. Shum, Y. G. Shen. Hardening mechanisms of nanocrystalline Ti-Al-N solid solution films / Thin Solid Films. – 2004 – Vol. 468 – P. 161-166.

## **ДИСПЕРСИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО НАНОДИСПЕРСНОГО ПЕРЛИТА НАНОРАЗМЕРНЫМИ ВЫДЕЛЕНИЯМИ**

Гетманова М. Е., Изотов В. И., Илюхин Д. С., Филиппов Г. А.  
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», [iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Перлит является основной структурной составляющей многих высокопрочных сталей, поэтому исследование структурных механизмов и закономерностей пластической деформации и разрушения перлита является важной практической задачей. В настоящее время накоплен большой экспериментальный материал по структуре и механическим свойствам сталей с перлитной структурой [1...8]. Межпластинчатое расстояние – суммарная толщина ферритной и цементитной пластин, характеризующее дисперсность структуры перлита, уменьшается при понижении температуры распада аустенита. При изменении температуры превращения  $\gamma$ -фазы в перлит можно получать структуры с межпластинчатым расстоянием от нескольких микрометров до 100 нанометров и менее. Для достижения оптимального соотношения уровней прочности и пластичности важно знать влияние степени дисперсного перлита на характер деформационного поведения его структурных составляющих, и соответственно, перлитной стали.

В настоящей работе исследовано влияние дисперсности перлита в стали типа 65Г на особенности пластической деформации и характер разрушения.

Показано, что грубопластинчатый перлит с межпластинчатым расстоянием 0,5 мкм и более и толщиной цементитных пластин ~50 нм деформируется и разрушается, как смесь двух фаз – феррита и цементита, причем сначала в ферритных промежутках перлита формируется дислокационная структура, характерная для ферритных сталей с зернистой структурой. При дальнейшем развитии деформации образуются грубые полосы сдвига, при пересечении которыми цементитных пластин в областях среза возникают очаги разрушения (распространения магистральной трещины) заметно проявляется дискретность строения перлита.

Тонкопластинчатый перлит с межпластинчатым расстоянием 0,1...0,2 мкм и менее и толщиной цементитных пластин ~ 10 нм деформируется и разрушается, как некая единая фаза. Характерная для грубопластинчатого перлита одно- или двумерная ячеистая дислокационная субструктура не образуется. В ферритных промежутках наблюдаются однородно распределенные дислокации, а на межфазных границах плотность дислокаций значительно выше. При больших деформациях пластинки цементита претерпевают пластическую деформацию совместно с ферритными промежутками, что приводит к их изгибу. При вязком разрушении тонкопластинчатого перлита его строение практически не проявляется.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия. 1982. 182 с.
2. Embury J. D., Fisher R. M. The structure and properties of drawn pearlite // Acta Metall. 1966. V.14. P.147—159.
3. Takahashi T., Nagumo M. Flow stress and work hardening of pearlitic steel // Trans. Jap. Inst. Metals. 1970. V.11. №2. P.113-119.
4. Гриднев В. Н., Гаврилюк В. Г., Мешков Ю. Я. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. К.: Наук. Думка. 1974. 231с.
5. Porter D. A., Easterling K. E., Smith G. D. W. Dynamic studies of the tensile deformation and fracture of pearlite // Acta Metall. 1978. V.26. P.1405-1422.
6. Тушинский Л. И., Батаев А. А., Тихомирова Л. Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Н.: СО Наука. 1993. 300с.
7. Счастливец В. М., Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л. Структура термически обработанной стали. М.: Металлургия. 1994. 228 с.
8. Bramfitt B. L., Marder A. R. A transmission-electron-microscopy study of the substructure of high-purity pearlite // Mater. Charact. 1997. V.39. №2-5. P.199-207.

**РАДИО- И РАДИАЦИОННО-ЗАЩИТНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С НАНОСТРУКТУРНЫМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ**

Гульбин В. Н., Колпаков Н. С., Поливкин В. В.

*Центр «Радиозащита» при ОАО «ИМЦ Концерн «Вега», [www.rprot.ru](http://www.rprot.ru)*

Развитие теле и радиовещания, мобильной и спутниковой связи, навигационных и радиолокационных систем привело к увеличению интенсивности электромагнитных излучений (ЭМИ), что обострило проблемы электромагнитной экологии в крупных городах в силу высокой территориальной концентрации источников излучения. Для защиты человека и снижения уровня ЭМИ в окружающей среде до уровней, соответствующих санитарным нормам, создан углеродсодержащий композиционный материал, придающий радиопоглощающие свойства строительным материалам – бетону, облицовочному кирпичу, гипсокартону и др., а также тепло- и звукоизоляционным наполнителям и радиозащитным композиционным материалам [1]. Нанокремнезём проникает в микропоры и структурные каналы матрицы композита, создавая в объеме наноразмерный по сечению элементов и макроразмерный по протяженности электропроводный каркас, при этом под действием ЭМИ в нем возникают квантовые эффекты и образуется набор энергетических уровней перехода, обеспечивающих поглощение излучений. Получены радиозащитные материалы с различными наполнителями в зависимости от функционального назначения. Для защиты от воздействия излучений СВЧ-диапазона используются радиопоглощающие наполнители и покрытия на основе углеродных компонентов (углеродная композиция, углеродные волокна, углеродные на-

нотрубки). С использованием этих наполнителей и покрытий получены радиозащитные композиты и технологии изготовления радиозащитных строительных и облицовочных материалов, радиопоглощающие заполнители на основе бумаги, ткани, углеродного волокна, пеностеклянных или полистирольных гранул, радиозащитное пеностекло и др.

С целью защиты от ионизирующих излучений (гамма и нейтронных) создан алюминий-матричный композит (АМК), армированный нановольфрамом  $W_n$  и  $B_4C$ , который получали методами механо-химического сплавления, высокотемпературного спекания и экструзией [2]. Микроструктуру АМК изучали на сканирующем электронном микроскопе в отраженных электронах, фазовый состав до и после экструзии изучали на дифрактометре Rigaku Ultima IV. Относительное количество кристаллических фаз в образцах определяли методом Ритвельда. Измеряли предел прочности на сжатие образцов на разрывной машине INSTRON 150LX и твердость на твердомере Buehler MacroMet 5101T по шкале HRB. Дилатометрические измерения АМК проводили на дилатометре NETZSCH DIL 402 C в интервале температур от 85 °С до 500 °С.

SEM-фотография и рентгеновский спектр дифракции АМК показали, что радиационно-поглощающие наполнители равномерно распределяются по алюминиевой матрице. Полученный композит не содержит ни пор ни трещин. Дифрактограммы показали, что при экструзии нет заметной взаимной диффузии  $W_n$  и Al. Механические испытания показали высокую твердость композита по сравнению с алюминиевым сплавом и высокую прочность на сжатие. Дилатометрическими измерениями выявлено, что коэффициент термического расширения композита остается постоянным до температуры 500 °С и равным  $\alpha=20,7 \cdot 10^{-6}$  (1/К).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Радиозащитные строительные материалы. В. Н. Гульбин, Н. С. Колпаков и др. Научно-технические технологии, № 3, 2014, т.15. С.17-25.
2. В. Н. Гульбин. Разработка композиционных материалов, модифицированных нанопорошками, для радиационной защиты в атомной

## **ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ ЛЕГИРОВАННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ДОБАВКАМИ**

Еремеева Ж. В., Нарва В. К., Шарипзянова Г. Х., Ниткин Н. М.  
*Национальный исследовательский технологический университет МИСиС  
Московский государственный машиностроительный университет МАМИ*

Изменения физико-механических свойств порошковых сталей можно добиться не только меняя ее состав и технологию производства, но и путем направленной термической обработки (ТО). При этом у стали меняется структура. При ТО порошковых сталей на ее результаты оказывают влияние не только факторы, присущие литым сталям, но и специфические, обусловленные особенностями применяемых исходных материалов и технологии их переработки. Возможность применения различных видов термической обработки основана на том, что каждая частица порошкового металла представляет собой компактный металл, в котором при нагреве и охлаждении совершаются такие же превращения, как и в больших объемах металла. Однако особенности термодинамического состояния порошкового металла не позволяет полностью переносить закономерности структурных изменений характерных для компактных литых сталей.

Специфика формирования структуры и свойств горячедеформированных порошковых сталей, легированных наноразмерными добавками связана с особенностями фазовых превращений и характером возникающих при этом структур. Эти явления могут протекать как непосредственно в процессе охлаждения образцов после горячей штамповки, так и при термообработке уже остывших после горячей штамповки материалов.

Порошковые стали полученные обычными методами прессования и спекания отличаются значительным разбросом значений прочности, пластичности, твердости и имеют неравновесную структуру. Специфика процессов структурообразования и формирования свойств при термической обработке горячедеформированных порошковых сталей, содержащих наноразмерные добавки углерода и хрома в исходной шихте, связана с особенностями протекания фазовых превращений при образовании и распаде аустенита, а также влияния возникающих структурных составляющих на свойства материала. В свою очередь, наличие структурных особенностей определяет необходимость проведения сравнительных (по отношению к образцам, изготовленным из шихты, содержащих в качестве углерода карандашный графит) исследований образцов, подвергшихся ТО или охлаждению с разной скоростью после окончания термомеханического воздействия.

Для порошковых сталей возможно применение различных видов термической обработки. Наличие пористости в изделиях вызывает необходимость ряда условий: нагрев под закалку необходимо вести в защитных средах или вакууме, время нагрева и время выдержки должно быть на 20...30 % больше, чем для литых сталей аналогичного состава, вследствие пониженной теплопроводности необходимы повышенные скорости охлаждения.

Исследования показали, что применение наноразмерных порошков углерода и хрома в исходной шихте сказывается как на структуре и свойствах образцов, охлажденных с различными скоростями непосредственно после ГШ, так и при проведении последующей закалки. В результате охлаждения образцов после ГШ в воду достигается эффект ВТМО, что приводит к одновременному увеличению их прочности и пластичности. Из полученных в данной работе результатов видно, что увеличение свойств происходит для всех образцов, содержащих наноразмерные упрочняющие добавки в порошковых сталях. По сравнению с образцами, охлажденными на воздухе, предел прочности возрос в 1,5...2,3 раза, относительное удлинение – в 1,5...2,4; твердость – в 1,3...3,8.

## **ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОКСИДОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ПОРОШКОВОГО ЖЕЛЕЗА**

Еремеева Ж. В., Иванов С. А.\*

*Национальный исследовательский технологический университет МИСиС, г. Москва*

*\*Южно-российский государственный технический университет Россия, г. Новочеркасск*

Порошковые материалы, характеризуются склонностью к хрупкому разрушению. С целью выявления влияния наноразмерных частиц оксидов на формирование структуры и характер разрушения высокоплотного порошкового железа исследовались композиции из восстановленных железных порошков (ГОСТ 9849-86) и наноразмерных оксидов кремния, циркония и алюминия.

В процессе холодного прессования за счет высокой твердости частиц оксидов происходит их обжатие пластичными частицами железа, что приводит к возникновению локальных напряжений на границе контакта металл-оксид и прочному механическому сцеплению. Действие кратковременных динамических нагрузок при горячей штамповке в зоне включений приводит к смятию микронеровностей, залечивая микропор и образованию физического контакта на атомарном

уровне между оксидом и прилегающим металлом. Возникновение зон высоких напряжений с большой плотностью дислокаций вокруг включений способствует прохождению диффузионных процессов и возможному химическому взаимодействию между оксидом и матрицей.

Для выявления превращений, протекающих на границе оксид-металл, были проведены исследования образцов на оптическом, растровом электронном микроскопах и на микроанализаторе «Camebax». На нетравленных шлифах вокруг оксидов наблюдались зоны в виде светлого ореола, на травленных – размытые границы, на РЭМе – темный ореол вокруг неметаллических включений.

Анализ диаграмм разрушения при растяжении показывает, что материал из ПЖР2.200.26 перед разрушением испытывает значительную деформацию. Основное влияние на процесс разрушения оказывают границы зерен. Они препятствуют развитию скольжения и передачи деформации от зерна к зерну. На некоторых участках по границам зерен дислокации не встречают препятствий, и за счет их переползания происходит деформация по обе стороны границы зерна. Материал претерпевает значительную деформацию вплоть до разрушения.

Введение оксида кремния практически не оказывает влияния на  $\delta$  и  $\psi$ , но приводит к повышению ударной вязкости.

Материал из ПЖР2.20026 разрешается сразу после достижения предела текучести. Кривые нагружения образуются резко. Это указывает на то, что пластическая деформация не протекает из-за блокировки движения дислокаций границами зерен и оксидными включениями на них. Дислокации скапливаются у этих барьеров, что приводит к возникновению большого числа несплошностей. С увеличением нагрузки происходит почти одновременное их слияние и разрушение материала. Введение наноксида кремния оказывает существенное влияние на характеристики пластичности и ударную вязкость, вызываемая их повышение.

## ОСОБЕННОСТИ ТЕРМООКСИДИРОВАНИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР $V_xO_y/GaAs$ , СФОРМИРОВАННЫХ ОСАЖДЕНИЕМ ГЕЛЯ $V_2O_5$ ЧЕРЕЗ АЭРОЗОЛЬНУЮ ФАЗУ (СИНТЕЗ В МЯГКИХ УСЛОВИЯХ И ТЕРМООКСИДИРОВАНИЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР $V_xO_y/GaAs$ )

Зеленина Л. С., Вирютина Е. Л., Белашкова Ю. А., Гудкова Ю. Н.  
Воронежский Государственный Университет, [virutina.helena@yandex.ru](mailto:virutina.helena@yandex.ru)

Слои  $V_2O_5$  на поверхности GaAs в зависимости от метода нанесения обуславливают различный механизм термооксидирования полупроводника и в конечном итоге свойства формируемых наноразмерных плёнок. Использование геля  $V_2O_5$  позволяет мягко модифицировать поверхность полупроводника, обеспечивая возможность нанесения при невысоких температурах и малых энергиях без существенного влияния на поверхность полупроводниковой подложки. Цель – исследование кинетики термооксидирования и динамики изменения морфологии поверхности гетероструктур  $V_xO_y/GaAs$ , синтезированных в мягких условиях.

Гетероструктуры  $V_xO_y/GaAs$  были сформированы осаждением в течение 3 мин. геля  $V_2O_5$  через аэрозольную фазу с использованием компрессорного диспергатора на предварительно подготовленные охлаждаемые подложки GaAs (АГЧО, (111)). Для кристаллизации аморфных плёнок и удаления воды образцы подвергались отжигу на воздухе в режиме 300 °С, 120 минут в печи резистивного нагрева МТП–2М–50–500. Последующее термооксидирование гетероструктур  $V_2O_5/GaAs$  вели в кислороде 530°С, 60 мин с контролем толщины растущих плёнок через каждые 10 мин (спектральная эллипсометрия, Эллипс-1891).

Результаты исследования морфологии поверхности методом АСМ (SOLVER P47 PRO) показали, что поверхность плёнки для неоксидированной гетероструктуры  $V_2O_5/GaAs$  состоит из выраженных структурных элементов со средним раз-

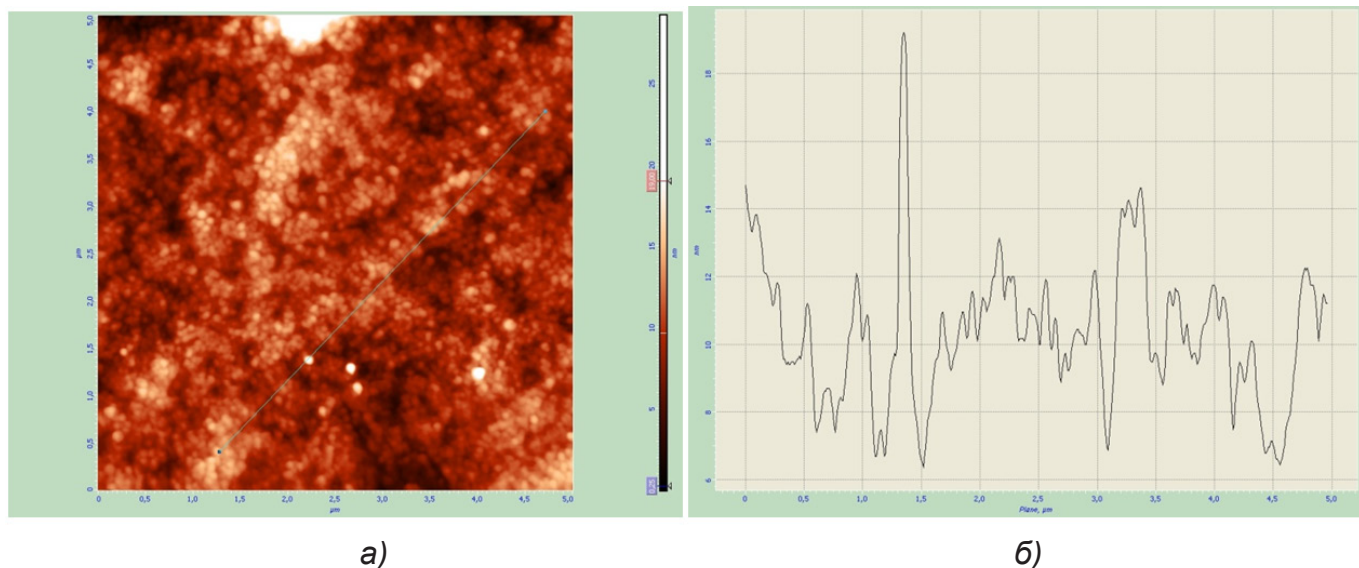
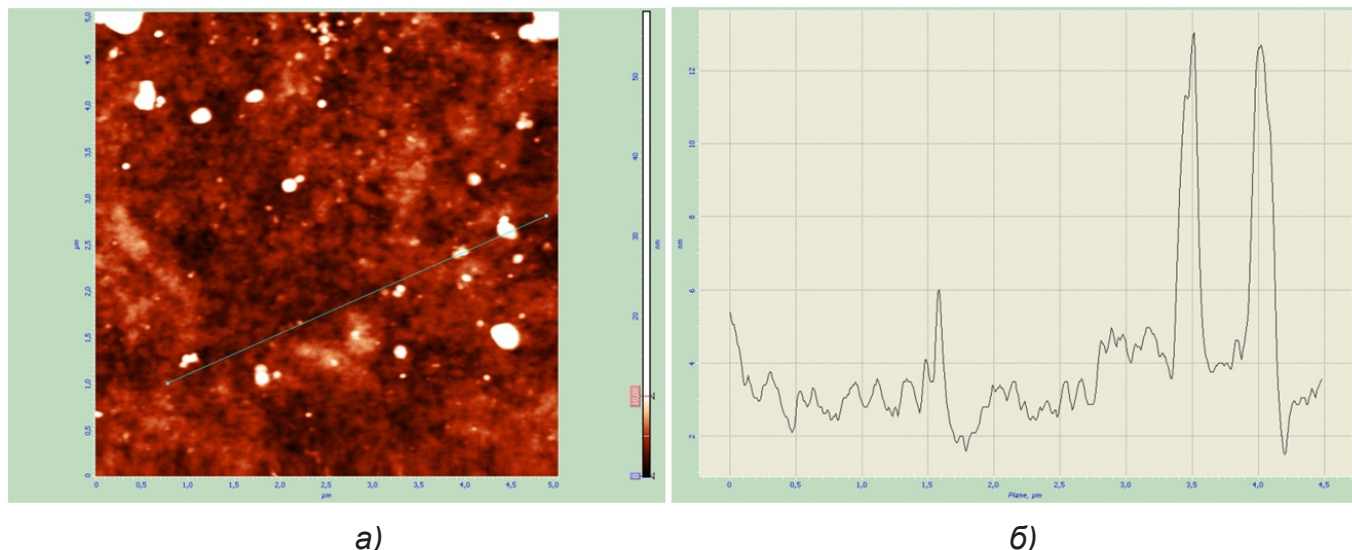


Рис.1. АСМ–изображение (а) и профиль (б) поверхности неоксидированной гетероструктуры  $V_xO_y/GaAs$  после отжига в режиме 300°С, 120 минут (размер области сканирования 5х5 мкм).



а)

б)

Рис. 2. АСМ-изображение (а) и профиль (б) поверхности гетероструктуры  $V_xO_y/GaAs$ , оксидированной в режиме 530 °С, 60 мин (размер области сканирования 5х5 мкм)

мером 100 нм. В процессе оксидирования рельеф поверхности изменяется, что связано с интенсивным ростом плёнки. Максимальная высота рельефа для неоксидированного образца составляет порядка 29 нм, аналогичное значение для оксидированного – порядка 58 нм (рис. 1, 2).

Средняя шероховатость в неоксидированном образце – 1,92963 нм, в оксидированном – 1,20957 нм. Данные спектральной эллипсометрии также свидетельствуют об интенсивном и равномерном росте плёнки, конечная толщина составляет 62 нм.

Таким образом, модифицирование поверхности GaAs гелем пентаоксида ванадия в мягких условиях с последующим термооксидированием приводит к формированию относительно гладких наноразмерных оксидных плёнок.

## ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ СИНТЕЗ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ ПРОСТЫХ И СЛОЖНЫХ ОКСИДОВ

Зима Т. М.

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск  
Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, zima@solid.nsc.ru

В настоящее время разработано и успешно реализуется большое количество различных способов получения оксидов. Однако для целенаправленного поиска и создания новых перспективных оксидных материалов необходима разработка более эффективных способов организации наночастиц на начальных ста-

дях их образования. Одним из наиболее привлекательных способов получения простых и сложных оксидов с контролируемой текстурой в узком нанометровом диапазоне и регулируемым характером взаимодействий на начальных стадиях образования и структурирования системы является золь-гель метод.

В настоящей работе рассматриваются особенности электрохимического золь-гель метода получения оксидов  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{ZrO}_2 (\text{Y}_2\text{O}_3, \text{CeO}_2)$ ,  $\text{TiO}_2$  и их композиций из высококонцентрированных водных растворов хлоридов соответствующих металлов как простого, доступного и легко воспроизводимого в промышленном масштабе способа. Показано, что по сравнению с другими химическими подходами, в электрохимическом золь-гель синтезе имеются возможности направленного регулирования процессов зарождения и роста частиц, их структурирования и контроля генезиса структуры во времени при различных условиях воздействия, в том числе при термообработке. Дана сравнительная характеристика особенностей формирования и свойств бинарных оксидных систем, приготовленных из смеси индивидуальных гидрозолей, и гидрозолей, полученных совместным электролизом хлоридов соответствующих металлов. Отмечено, что температура образования нанокристаллического титаната циркония из полученных ксерогелей  $\text{ZrO}_2\text{-TiO}_2$  понижается на  $700^\circ\text{C}$  по сравнению с керамическим методом.

Введение водорастворимых органических полимеров в процессе электрохимического синтеза гидрозолей оказывает существенное влияние на текстурные свойства формирующихся оксидов, их кристаллизацию и фазовый состав. Размеры кристаллитов  $t\text{-ZrO}_2$  после термообработки при  $500^\circ\text{C}$  немодифицированных и модифицированных ксерогелей заметно различаются и равны 12,9 и 4,5 нм, соответственно. Прокаленные при  $t < 700^\circ\text{C}$  ксерогели, полученные из модифицированных гидрозолей, имеют высокую удельную поверхность и высокий объем мезопор с узким распределением их по размерам. Показано, что порошки, приготовленные из смеси модифицированных гидрозолей, характеризуются термически устойчивой мезопористой структурой, имеющей узкое моно- и бимодальное распределение пор в нанометровом диапазоне, а также высокой удельной поверхностью и воспроизводимостью свойств, что особенно важно при получении «управляемых» оксидных материалов.

Полученные результаты позволяют рекомендовать условия, необходимые для целенаправленного создания различных композиционных оксидных материалов, наноструктурированных покрытий и тонких пленочных структур.

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО ШВА И НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА НА ОСНОВЕ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО АЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ

Зорин И. В., Соколов Г. Н., Дубцов Ю. Н., Лысак В. И., Артемьев А. А.

Волгоградский государственный технический университет, [naplav-ka34@yandex.ru](mailto:naplav-ka34@yandex.ru)

Возможность использования технологически гибких дуговых процессов сварки и наплавки жаропрочных сплавов на основе (80...85 масс.%)  $\gamma'$ -фазы ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) с направленно кристаллизованной структурой, связана с созданием новых электродных и присадочных экономнолегированных материалов, обеспечивающих в сварных швах и наплавленном металле структуру легированного алюминид-а никеля  $\gamma'$ - $\text{Ni}_3\text{Al}$ .

Разработана композиционная проволока (КП) [1], в составе которой 0,2...0,3 масс. % микропорошка никеля с внедренными в него ультрадисперсными (с размером менее 80 нм) частицами малорастворимого в  $\gamma'$ - и  $\gamma$  фазах карбида WC, кубическая кристаллическая решетка которого способствует установлению когерентной связи карбида с ГЦК матрицей сплава на основе алюминид-а  $\gamma'$ - $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Соотношение порошка никеля и WC составляло 1 : 1.

Как показывают исследование оплавленного торца КП, ее расплавление начинается с наиболее легкоплавкого компонента ее наполнителя – алюминия, а завершается в нижней части оплавленного торца. Анализ распределения элементов в этом участке показывает, что содержание легирующих элементов близко к расчетному (% , масс.): 0,3 C; 3,0 W; 2,5 Mo; 4,2 Cr; 1,9 Ta; 11 Al; Ni – остальное. При этом по результатам энергодисперсионного анализа идентифицирован участок с высоким содержанием вольфрама и углерода, очевидно, являющихся нерастворившимися ультрадисперсными WC.

Выявлено, что в наплавленном металле и сварном шве на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , легированном УДК в структуре увеличивается содержание объемной доли  $\gamma'$  перит-фазы. Указанное явление может быть связано с влиянием наночастиц на кинетику затвердевания сплава, проявляющуюся в уменьшении температурного интервала кристаллизации первичных  $\gamma+\gamma'$  дендритов вблизи области образования  $\gamma'$ - $\text{Ni}_3\text{Al}$  фазы на диаграмме состояния системы Ni-Al и расширения области, соответствующей протеканию перитектической реакции  $L+\gamma \leftrightarrow \gamma'$ . Установлено, что в металле, наплавленном без использования в составе наполнителя КП ультрадисперсных WC значительно возрастает количество избыточных т.п.у.-фаз, формирование которых связано с уменьшением растворимости W, Mo, Ta в  $\gamma'$ -фазе [2]. Введение в составе КП ультрадисперсных частиц способствует повышению

степени легирования  $\gamma'$ - и  $\gamma$  фаз вольфрамом, молибденом и танталом, что обеспечивает дополнительное упрочнение металла на основе  $Ni_3Al$ .

Электронно-микроскопическими исследованиями переходных зон от основного металла к сварному шву и наплавленному металлу выявлено уменьшение ликвационной неоднородности легирующих элементов, что может быть вызвано увеличением скорости зарождения центров кристаллизации и роста кристаллитов под влиянием ультрадисперсного WC. При многослойной наплавке это способствует формированию структуры на основе легированного алюминида  $Ni_3Al$  за меньшее количество слоев наплавленного металла, а при сварке уменьшению физической неоднородности металла сварного шва.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 13-08-01282 и № 14-08-00868, а также гранта Президента РФ № МК-4265.2014.8.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патент РФ № 2478029, опубл. 27.03.2013 в БИ № 9.
2. Особенности формирования структуры и свойств наплавленных сплавов под влиянием наночастиц тугоплавких соединений / Г. Н. Соколов [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 2. – С. 38-47.

### КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И ИЗМЕНЕНИЕ ТВЕРДОСТИ СПЛАВА $Fe_{80.2}P_{17.1}Mo_{2.7}$ ПРИ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССА ФОТОННОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКАМИ.

Канныкин С. В., Ильинова Т. Н., Антонова М. С., Синельников А. А.,

Вавилова В. В.\*

*Воронежский государственный университет, svkannykin@gmail.com*

*\*ИМЕТ РАН им. Байкова, г. Москва, rnileme@mail.ru*

Аморфный сплав состава (Fe – 80,2, P – 17,1, Mo – 2,7 ат.%) получен методом закалки из жидкого состояния. Фотонную обработку (ФО) сплава проводили излучением ксеноновых ламп ( $\lambda=0,2...1,2$  мкм) в вакууме при дозе энергии поступающего на образец излучения  $D=5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40$  Дж/см<sup>2</sup> (время обработки 0,25, 0,5, 0,75, 1,0, 1,25, 1,5, 1,75, 2 с соответственно) на установке УОЛ.П-1М. Термическую обработку (ТО) проводили в вакуумированных кварцевых трубках в температурном интервале 520, 570, 620, 640, 660, 675, 720 К с выдержкой при каждой температуре в течение 10 мин.

Структуру сплава после ФО и ТО исследовали методом рентгеновской дифрактометрии (ARL X`TRA) в геометрии параллельного пучка, и методом ПЭМ (Carl Zeiss Libra 120). Образцы для ПЭМ готовили методом ионного утонения.

Размер ОКР нанокристаллических фаз определяли по методу Селякова-Шерера, степень кристалличности по методу Хуанга. Механические свойства исследовали методом наноиндентирования (Nano Hardness Tester фирмы CSM Instruments) в режиме нагружения индентора (скорость нагружения 0,02 Н/мин, скорость разгрузки 0,03 Н/мин при максимальной нагрузке  $P=15$  и 30 мН, время выдержки при максимальной нагрузке 1 с) не приводящему к кристаллизации сплава. Твердость по Мейру и модуль упругости образцов определяли по методу Оливера и Фарра.

Начало кристаллизации сплава происходит при  $D=10$  Дж/см<sup>2</sup> и  $T=570$  К соответственно с образования твёрдого раствора  $\alpha\text{-Fe}(\text{Mo},\text{P})$ . Увеличение температуры отжига или дозы поступающего на образец излучения приводит к образованию нанокристаллических фаз  $\text{Fe}_3\text{P}$  и  $\text{Fe}_2\text{P}$ , за счет уменьшения содержания  $\alpha\text{-Fe}(\text{Mo},\text{P})$  и аморфной фазы, при этом средний размер зерен нанофаз также увеличивался. При максимальной дозе  $D$  и температуре отжига  $T$  средний размер ОКР преобладающей фазы  $\text{Fe}_3\text{P}$ , составлял в случае ФО 27 нм, а в случае ТО – 20 нм. Структура образцов, полученных при данных значениях  $D$  и  $T$ , представляет собой смесь кристаллических фаз (в порядке убывания объемной доли)  $\text{Fe}_3\text{P}$ ,  $\text{Fe}_2\text{P}$ ,  $\alpha\text{-Fe}(\text{Mo},\text{P})$  и ~ 12 % и 28 % аморфной матрицы соответственно.

Показано, что деформация образцов носит упруго-пластический характер, а твердость сплава не зависит от используемых в данной работе величин максимальной нагрузки на индентор. В диапазоне  $D=5\ldots15$  Дж/см<sup>2</sup> и  $T=470\ldots670$  К ФО и ТО не приводили к существенным изменениям механических свойств сплава. Максимальное значение твердости по Мейру и модуля Юнга наблюдалось при  $D=35$  Дж/см<sup>2</sup> ( $H=12,3\pm0,5$  ГПа и  $E=185\pm5$  ГПа) и  $T=720$  К ( $H=15,0\pm0,5$  ГПа и  $E=210\pm5$  ГПа). Меньшее значение твердости сплава при кристаллизации методом ФО, очевидно связано с менее дисперсной структурой кристаллических фаз.

Таким образом, особенностью фотонной обработки по сравнению с ТО является ускорение процесса кристаллизации и менее дисперсная структура нанокристаллических фаз.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ №13-03-97523-р\_центр\_а.

## **ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНОЕ ВОЛОКНО МАТЕРИАЛА ЭПАН, УПРОЧНЕННОГО НАНОРАЗМЕРНЫМИ ВОЛОКНАМИ.**

Костиков В. И., Еремеева Ж. В., Слюта Д. А.

*Национальный исследовательский технологический университет МИСиС  
Московский государственный машиностроительный университет МАМИ*

В настоящее время перспективы прогресса в машиностроении, в основном, связываются с разработкой и широким применением композиционных материалов, которые обладают комплексом свойств и особенностей, отличающихся от традиционных конструкционных материалов. Свойства композиционного материала и количественно, и качественно отличаются от свойств каждого из его составляющих.

К числу специальных свойств композиционных материалов углерод-углеродное волокно (КМУУ) относятся низкая пористость, низкий коэффициент термического расширения, сохранение стабильных структуры и свойств, а также размеров изделий при нагревах до 1650 °С и охлаждении, высокие удельные механические свойства, в том числе ударная вязкость при рабочих нагрузках. Перечисленные свойства превышают соответствующие показатели у других материалов, включая углеграфитовые, изготовленные по традиционным технологиям. Это связано с уникально высокими значениями прочности и модуля упругости углеродных волокон. Ударная вязкость КМУУ на порядок выше, чем у обычных графитированных материалов.

В настоящее время разработан композиционный материал ЭПАН на основе углеродных волокон и упрочненный наноразмерными углеродными волокнами, который сочетает высокие значения прочности и модуля упругости углеродных волокон, высокую химическую и износостойкость, сохранение стабильных свойств и структуры при высоких температурах и тепловом ударе. С целью рационального выбора введения наноразмерных упрочняющих волокон были проведены исследования механических свойств материала ЭПАН, при введении 1, 3 и 5 мас. % наноразмерных углеродных волокон по сравнению с материалом без введения наноразмерных волокон.

Исследование влияния количества вводимого углеродного нановолокна на предел прочности при растяжении и сжатии показало, что самые высокие значения предела прочности на сжатие и предела прочности при растяжении наблюдаются при введении 5 мас. % наноразмерных углеродных волокон.

Введение наноразмерного углеродного волокна марки позволило повысить уровень механических свойств на 45 %, с  $\sigma_{\text{в}}=82$  МПа без добавления нанораз-

мерных углеродных волокон до 156 МПа при введении 5 мас. % углеродных волокон.

Температурные напряжения подразделяются на напряжения, обусловленные стационарными и нестационарными температурными полями. Для оценки термической стойкости материала выбран метод оценки теплостойкости по Мартенсу ГОСТ 21341-75. Введение наноразмерного углеродного волокна марки «Таунит» в количестве 5 мас. % позволило повысить теплостойкость по Мартенсу на 50 %.

## **РАЗРАБОТКА ЭКСТРАКЦИОННО-ПОЛИОЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛОВ**

Ляхов Н. З., Юхин Ю. М., Титков А. И., Логутенко О. А.

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, lyakhov@solid.nsc.ru*

Разработана методология синтеза наночастиц меди, висмута, серебра и никеля экстракционно-полиольным методом, позволяющая получать продукт с высоким выходом и степенью контроля требуемых характеристик, таких как размер частиц, и распределение по размерам. Метод включает стадию получения карбоксилатов металлов экстракцией из растворов соответствующих солей и затем стадию восстановления карбоксилатов в присутствии высококипящих органических растворителей (этиленгликоля или бензилового спирта) с образованием наночастиц металла. Проведено сравнение процессов восстановления карбоксилатов серебра, меди, висмута и никеля этиленгликолем или бензиловым спиртом в зависимости от температуры процесса.

Установлено, что в результате восстановления карбоксилатов серебра этиленгликолем при температуре 100...170 °С образуются наночастицы металлического серебра, размер которых уменьшается с ростом длины метиленовой цепи от 42 нм для бутирата до 8 нм для стеарата. Получаемые частицы серебра хорошо диспергируются в органических растворителях, что позволяет использовать их для получения электропроводящих чернил, клеев и паст. Восстановление карбоксилатов меди и висмута проходит через стадию образования соответствующих гликолятов. При температуре 170 °С для меди и 190 °С для висмута имеет место образование наночастиц данных металлов, и для получения сплавов серебро-медь и серебро-висмут типа «ядро-оболочка» целесообразно восстанавливать смесь карбоксилатов данных металлов. Разработан также способ по-

лучения нанопорошка меди, модифицированного серебром, путём обработки наночастиц металлической меди с размером частиц 60...70 нм раствором соли серебра в этиленгликоле в присутствии карбоновой кислоты, которая препятствует росту частиц серебра в виде крупных дендритов, их агломерации, а также окислению меди. Размер частиц серебра составляет при этом 15...25 нм.

Проведённые исследования позволили изготовить стабильные сольвентные чернила, содержащие наночастицы серебра размером 15...60 нм, полученные восстановлением каприлата и неodeканата серебра в этиленгликоле. Проведена печать тестовых изображений на лабораторном струйном принтере, оснащённом промышленной мелкокапельной печатной головой, с последующим отжигом полученных элементов при 150...250 °С.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ, проект № 13-03-12157-офи\_м.

## **МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СВАРИВАЕМЫХ СТАЛЕЙ С НАНОДИСПЕРСНЫМИ СТРУКТУРНЫМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ**

Морозов Ю. Д., Филиппов В. Г., Чевская О. Н., Шабалов И. П.  
ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», г. Москва, [iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Постоянно растущие требования к увеличению производительности магистральных трубопроводов выдвигают задачи совершенствования конструкционных сталей для электросварных труб большого диаметра. Для повышения производительности трубопроводов необходимо увеличение давления и, следовательно, использование трубных сталей более высокого класса прочности без увеличения металлоемкости и при сохранении запаса вязкости стали, поскольку рост давления неизбежно приведет к опасности возникновения протяженных разрушений трубопровода.

Совершенствование трубных сталей, направленное на повышение прочности и запаса вязкости может производиться как за счет изменения химического состава (снижение содержания углерода, микролегирование, ингибирование, легирование), так и путем применения современных металлургических технологий (выплавки и прокатки), обеспечивающих повышение качества металла.

Совершенствование современных высокопрочных трубных сталей состоит в переходе от феррито-перлитных к малоперлитным и бесперлитным сталям,

в которых хрупкая перлитная составляющая структуры уступает место сдвиговым продуктам превращения аустенита. Так, сочетание ферритной и низкоуглеродистой бейнитной составляющих в структуре стали обеспечивает повышенную прочность и вязкость благодаря дисперсной, мягкой ферритной структуре и прочной, но более пластичной, чем перлит, бейнитной структуре.

Поэтому создание трубных марок сталей особо высоких категорий прочности от X70-X80 к X100-X120 сопровождается увеличением объемной доли бейнитной составляющей в структуре стали, получаемой благодаря подбору легирующих элементов и режимов термомеханической обработки, обеспечивающих подавление нормального превращения аустенита.

Известно, что наиболее дисперсной из сдвиговых структур является мартенсит. Поэтому понятен интерес исследователей к низкоуглеродистым сталям с мартенситной структурой, в которых возможна реализация сочетания высоких прочности и вязкости. Преимущество низкоуглеродистых мартенситных сталей состоит еще в том, что в зависимости от степени легирования при заданной толщине проката они могут закаливаться при малых скоростях охлаждения (на воздухе).

В связи с этим целью настоящей работы было исследование структуры и свойств низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой для оценки их использования в качестве материала для электросварных труб.

В работе проведен анализ влияния легирующих и микролегирующих элементов на структуру и свойства современных трубных сталей, тенденций совершенствования их состава и структуры, обеспечивающих повышение прочности и вязкости, а также особенности структурного состояния низкоуглеродистых мартенситных сталей.

Проведены комплексные исследования структуры и свойств низкоуглеродистых, низколегированных сталей после различных режимов термомеханической обработки. Показано, что в зависимости от состава и режима термомеханической обработки низкоуглеродистые мартенситные стали удовлетворяют требованиям, предъявляемым к современным трубным сталям.

## НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ КОНСТРУКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ СТЕКЛА – СТЕКЛОМЕТАЛЛОКОМПОЗИТ

Пикуль В. В.

*Институт проблем морских технологий ДВО РАН, г. Владивосток, pikulv@mail.ru*

Стеклометаллокомпозит состоит из стеклянного слоя, покрытого металлическими облицовками. В составе стеклометаллокомпозита стеклянный слой освобождается от поверхностных микротрещин, приобретая пространственную наноструктуру, а металлические облицовки защищают его от непосредственного взаимодействия с окружающей средой [1]. Стеклянный слой при отсутствии поверхностных микротрещин достигает теоретической прочности стекла [2], что придает ему и стеклометаллокомпозиту в целом необычайно высокую прочность и ударную стойкость. Прочность стеклометаллокомпозита на порядок превышает прочность титановых сплавов, а его ударная стойкость находится на уровне стальной брони. В качестве облицовок мы используем алюминиево-магниевые сплавы, обладающие высокими деформационными свойствами. Установлен технологический режим надежного соединения облицовок из алюминиевых сплавов с силикатным стеклом, рис. 1.

Мы в основном занимаемся исследованиями по созданию цилиндрических оболочек из стеклометаллокомпозита применительно к прочным корпусам глубоководной техники. Провели гидравлические испытания в барокамере с давлением до 800 атмосфер. Все испытываемые оболочки с успехом выдержали стандартные испытания прочных корпусов, предназначенных для работы на глубине 6 000 метров.

Затраты по изготовлению цилиндрических оболочек из стеклометаллокомпозита на много ниже с сопоставимыми по прочности металлическими оболочками при существенно меньшей массе. Так стоимость цилиндрических оболочек из стеклометаллокомпозита, предназначенных для работы на глубине 6 000 метров, в 50 раз ниже стоимости титановых оболочек аналогичного назначения.

Применение стеклометаллокомпозита позволит решить основную проблему, связанную с освоением глубин Мирового океана, – создать глубоководную технику, обладающую достаточной положительной плавучестью для работы на любых океанских глубинах [3, 4]. Высока эффективность применения стеклометаллокомпозита и в других отраслях техники. Так, например, использование стеклометаллокомпозита в трубопроводной технике вместо стали позволит повысить производительность трубопровода более чем в два раза, уменьшив при этом вдвое массу и стоимость труб [5].

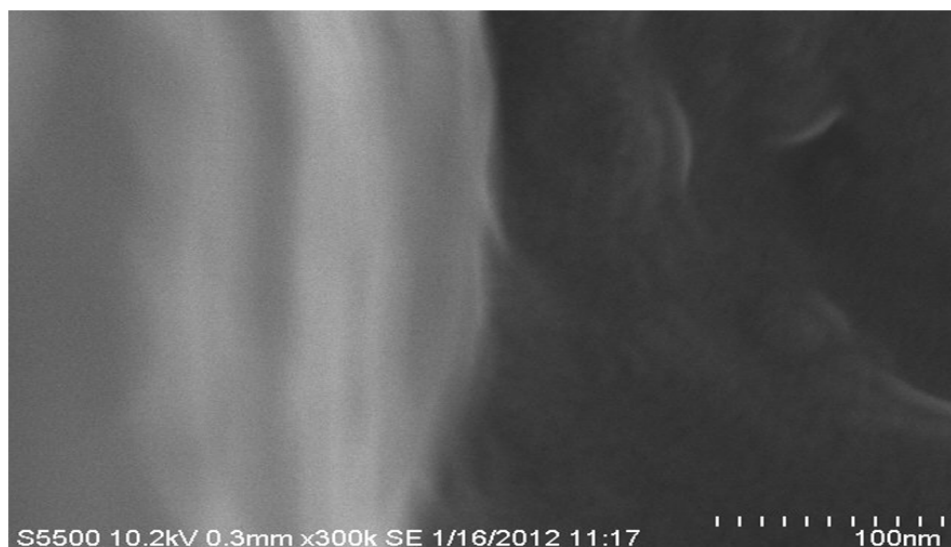


Рис. 1. Соединение стеклянного слоя (слева) с алюминиевой облицовкой

Предложенный подход к формированию стеклянного слоя без поверхностных микротрещин не имеет аналогов в мировой практике формирования стеклянных изделий, а стеклометаллокомпозит является принципиально новым конструкционным композиционным материалом. На различные способы изготовления изделий из стеклометаллокомпозита получено двенадцать патентов РФ на изобретения. Прорабатывается вопрос разработки технологии изготовления листового стеклометаллокомпозита [6].

Термопластичность стекла позволяет при переработке заготовок из стеклометаллокомпозита использовать широко распространенные технологические операции резки, гибки и сварки. Неограниченные запасы дешевого сырья и наличие развитой промышленности по производству стекла и стеклянных изделий создают реальные предпосылки для организации промышленного производства высокопрочных изделий из стеклометаллокомпозита.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пикуль В. В. К созданию композиционного наноматериала на базе стекла // Перспективные материалы, 2008. № 3. – С. 78 - 83.
2. Пух В. П., Байкова Л. Г., Кириенко М. Ф. и др. Атомная структура и прочность неорганических стекол // Физика твердого тела, 2005. – Т. 47. – Вып. 5. – С. 850 – 855.
3. Патент РФ на изобретение №2361770. Способ изготовления цилиндрической оболочки прочного корпуса подводного аппарата из стеклометаллокомпозита // Пикуль В. В. – Опубликовано 20.07. 2009. Бюл. № 20.
4. Патент РФ на изобретение № 2425776. Водонепроницаемый прочный корпус подводного аппарата из стеклометаллокомпозита // Пикуль В. В. – Опубликовано 10.08.2011. Бюл. № 22.
5. Патент РФ на изобретение № 2433969. Способ изготовления трубы из стеклометаллокомпозита // Пикуль В. В. – Опубликовано 20.11.2011. Бюл. №32.
6. Патент РФ на изобретение № 2505495. Способ изготовления листового стеклометаллокомпозита // Пикуль В. В. – Опубликовано 27.01.2014. Бюл. №3.

## РАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНЫХ ОЛИГОМЕРОВ

Пыхтин А. А., Симонов - Емельянов И. Д.

*Московский государственный университет тонких химических технологий (МИТХТ) имени М. В. Ломоносова, nanocntpolimer@gmail.com*

Наноматериалы на основе полимеров и олигомеров, содержащие наночастицы, находят все большее применение. Наноразмерные свойства дисперсных частиц позволяют создавать полимерные материалы с ранее недостижимыми уникальными свойствами и открывают новые возможности для миниатюризации различных устройств.

Основной проблемой создания нанокompозитов является равномерность распределения частиц наполнителя на наноуровне. Неравномерное распределение наполнителя приводит к образованию агломератов из исходных наночастиц, которые влияют на параметры дисперсно-наполненных композиционных материалов и их свойства [1]. Научный и практический интерес представляют композиционные материалы на основе эпоксидных олигомеров (ЭО) и углеродных нанотрубок (УНТ).

В качестве объектов исследования были выбраны углеродные нанотрубки разных фирм производителей, их дисперсии в полярных и неполярных жидкостях (гептан, глицерин, вода, вазелиновое масло) и эпоксидном олигомере марки ЭД-20. Изучали зависимости свойств дисперсий и отвержденных композиций на основе ЭД-20 от содержания УНТ.

Впервые для наночастиц были определены технологические характеристики и проведены расчеты основных и обобщенных параметров структуры дисперсно-наполненных полимерных композиционных материалов (ДНПКМ) и систем, а также их классификация по структурному принципу [2].

В работе приведены оптические, реологические свойства и структуры дисперсий

УНТ в различных средах, а так же комплекс физико-механических характеристик отвержденных композиций на основе ЭО. Для исследования оптических свойств использовали метод дифференциальной колориметрии (калориметр КФК-2), для реологических характеристик – вискозиметр Убелодде и ротационный вискозиметр Брукфильда и физико-механических характеристик – стандартные методы согласно ГОСТ 10587-84.

Оптическим методом установлено, что при введении УНТ в низкомолекулярные жидкости с разной полярностью, вязкостью и смачиваемостью и в ЭО можно достичь достаточно равномерного распределения наночастиц в дисперсии-

онных средах до концентрации не более 0,01 об. % с образованием агрегатов УНТ менее 90 нм. Можно считать, что до этих концентраций формируется квазиоднофазный гетерогенный раствор наночастиц в различных средах, в которых наночастицы обладают броуновским движением. В концентрационном интервале от 0,01 об. % до 0,04 об. % дисперсия находится в состоянии близком к метастабильному между бинодалью и спинодалью по аналогии с данными работы [3]. С увеличением концентрации наночастиц наблюдается рост размеров их агрегатов (от 180 до 320 нм) и при содержании 0,04 об. % наблюдается квазипереход системы от метастабильного состояния в двухфазную область, с выделением квазифазы из агломератов наночастиц размером 180 нм.

В области критических концентраций (~ 0,02...0,1 об. %) при переходе системы от метастабильного состояния к квазифазовой структуре наблюдается падение вязкости, аналогично смесям полимеров [3].

Исследование физико-механических характеристик (модуль упругости, прочность, ударная вязкость) отвержденных композиций на основе ЭД-20 от содержания УНТ показало, что максимальное увеличение их значений (~ на 45...150%) достигается при концентрациях соответствующих минимальной вязкости систем, т.е. в переходной области концентраций.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Симонов-Емельянов И. Д., Апексимов Н. В, Трофимов А. Н., Золкина А. Ю., Андреева Т. И., Петров О. О. Структурообразование, составы и свойства дисперсно-наполненных полимерных нанокомпозитов // Пластические массы. 2012. №6. С.7-13
2. Полимерные композиционные материалы. Свойства. Структура. Технология. Под ред. акад. А. А. Берлина, М. Профессия, 2004 С.
3. Кулезнев В. Н., Кандырин Л. Б. // Коллоид. журн. 1969. Т.31. С.245

## **ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭКЗОГЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ТЕРМО- И ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВЛЕННЫХ СПЛАВОВ НАНОЧАСТИЦАМИ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИ СТАБИЛЬНЫХ ХИМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ**

Соколов Г. Н., Лысак В. И., Зорин И. В., Артемьев А. А., Дубцов Ю. Н.  
*Волгоградский государственный технический университет, naplavka34@yandex.ru*

Разработана феноменологическая модель суспензионного модифицирования металла сварного шва экзогенными тугоплавкими ультрадисперсными частицами (УДЧ). В отличие от известных гипотез формирования под влиянием УДЧ структуры литых сплавов в ней впервые рассмотрена кинетика зарождения в металлическом расплаве центров кристаллизации на группировках УДЧ в условиях высокоскоростных металлургических процессов дуговой и электрошлаковой сварки и наплавки.

Модификатор, в виде содержащих наночастицы (карбонитрида  $TiCN$ , карбида  $WC$ , композиции  $W-C$ ) композиционных микрогранул (КМГ) с никелевой или другой основой вводится в наполнители порошковых и композиционных проволок, агломерированные (керамические флюсы), покрытия сварочных электродов и другие материалы. В процессе их расплавления в реакционной зоне сварки формируются металлические капли, средняя температура которых близка к  $2300^{\circ}C$ . На этой стадии КМГ расплавляются и УДЧ частично диссоциируют. Под влиянием высокой температуры металлического расплава, а также высокоскоростных турбулентных течений ионизированных газа и шлака в капле осуществляется активная металлургическая обработка УДЧ, в результате которой содержание газов в них уменьшается, их поверхность активизируется и на ней формируется переходный слой, состоящий из атомов металла капли и самой частицы. Перегретые капли, содержащие активированные УДЧ, с высокой частотой, зависящей от режима сварки, переходят в расплав сварочной ванны с температурой  $1700...1850^{\circ}C$  и под влиянием гидродинамических течений быстро растворяются в нем.

В процессе циркуляционного перемещения содержащего УДЧ расплава сварочной ванны в области границы ее задней стенки создаются условия для периодического уменьшения скорости конвективных потоков в металле, что в совокупности с другими факторами способствует его переохлаждению.

УДЧ, находясь в охлажденном слое расплава, формируются в группировки. К ним могут диффундировать атомы поверхностно активных, а в их объемы – тугоплавких химических элементов, создавая многокомпонентные сферические центры кристаллизации. В совокупности с периодически формирующейся на зад-

ней стенке сварочной ванны волновой структурой оплавленных дендритов на фронте кристаллизации новые многочисленные центры способствуют экзогенному модифицированию металла сварного шва.

Показанный механизм суспензионного экзогенного модифицирования сварных швов, а также термо- и износостойкого наплавленного металла подтвержден экспериментально.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Особенности формирования структуры и свойств наплавленных сплавов под влиянием наночастиц тугоплавких соединений / Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, А. А. Артемьев и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 2. – С. 38-47.

2. Структура сварного соединения направленно кристаллизованного сплава на основе Ni3Al // И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, Ю. Н. Дубцов и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 2. – С. 35-40.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 13-08-01282 и № 14-08-00868, а также гранта Президента РФ № МК-4265.2014.8.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОЧАСТИЦ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННЫХ СПЛАВОВ

Соколов Г. Н., Артемьев А. А., Дубинина Е. В., Лысак В. И.

*Волгоградский государственный технический университет, gnsokolov@ya.ru*

Модифицирование наплавленного металла наночастицами тугоплавких химических соединений (НТХС) способствует повышению их технологических и эксплуатационных свойств. Если влияние НТХС на структуру и свойства литейных сплавов уже достаточно хорошо изучено [1, 2], то теоретические и технологические основы наноструктурирования наплавленного металла еще не созданы. Для этого требуется выявить функциональные взаимосвязи между формирующимися в реакционной зоне сварки высокотемпературными турбулентными течениями металлического и шлакового расплавов и контролируемым дозированием в сварочную ванну материалов, содержащих НТХС. Важной научной задачей является экспериментальное подтверждение известной гипотезы их влияния на физико-химические процессы кристаллизации, модифицирования и упрочнения сплавов. Цель работы заключается в улучшении свойств наплавленного металла на основе раскрытия влияния на него НТХС, введенных в наплавочные материалы.

В состав наполнителя порошковых проволок (пат. №2446930) вводили 0,6 масс. %. порошка карбонитрида титана TiCN, состоящего из частиц с размерами 80...500 нм. Материалом, транспортирующим наночастицы TiCN, служил поро-

шок никеля с размером частиц до 60 мкм, в которые при совместной обработке в планетарной мельнице внедряли наночастицы TiCN. Электрошлаковая наплавка данными проволоками с фторидным флюсом АНФ-6 обеспечивала формирование износостойкого композиционного металлокерамического сплава 200Х10Н4 + 25 масс % микрочастиц TiB<sub>2</sub>.

Исследованием влияния наночастиц TiCN на структуру и свойства наплавленного сплава установлено, что модифицирование оказывает существенное влияние на кристаллизационные процессы в сварочной ванне. Оно обуславливает изменение морфологии, размеров и состава упрочняющих фаз, инициирует выделение большого количества мелкодисперсных (0,8...6 мкм) соединений титана (TiCN, TiC и TiN), равномерно заполняющих весь объем матрицы сплава. Трансформация микроструктуры практически не отражается на твердости сплава (возрастает с 51 до 53 HRC), но вместе с тем практически двукратно повышается его износостойкость по сравнению с немодифицированным металлом.

Показано, что в результате частичной диссоциации наночастиц TiCN в перегретом металлическом расплаве капель, формирующихся на торце порошковой проволоки, и высвобождения титана и азота в эвтектической составляющей закристаллизовавшегося металла капель выделяются нитриды TiN с размерами 1...2 мкм. Оставшиеся в сварочной ванне наночастицы TiCN могут служить центрами кристаллизации карбидов, нитридов и карбонитридов титана. Формирование и рост новой фазы на упорядоченных структурах термодинамически стабильных наночастиц TiCN объясняется изоморфностью кристаллических решеток указанных химических соединений.

Установлено, что в сечении частиц карбида TiC находятся включения размером от 70 до 250 нм, в которых повышено содержание кальция. Можно предположить, что данные включения содержат оксиды CaTiO<sub>3</sub> либо CaO. Вероятно, ионы кальция и кислорода, являющиеся поверхностно-активными элементами шлаковой системы флюса АНФ-6, адсорбируются на поверхности наночастиц TiCN, находящихся в металлическом расплаве. При последующем его охлаждении образуются комплексы TiCN-CaTiO<sub>3</sub> (либо TiCN-CaO), на которых кристаллизуются карбиды TiC.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами / В. П. Сабуров, Е. Н. Еремин, А. Н. Черепанов, Г. Н. Миннеханов. Омск: изд. ОмГТУ. – 2002. – 212 с.
2. О модифицировании литых алюмоматричных композиционных материалов тугоплавкими наноразмерными частицами / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, Е. И. Калашников, Л. К. Болотова // Металлы. – 2009. – № 1. – С. 79-86.

**КЕРАМИЧЕСКИЕ НАНОМОДИФИКАТОРЫ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Судник Л. В., Витязь П. А.\*, Мазалов Ю. А.\*\*

ОХП «Научно-исследовательский институт импульсных процессов с опытным производством» ГНУ ИПМ, г. Минск, *impuls@bn.by*

\*Президиум Национальной академии наук Беларуси

\*\*ГНУ ГОСНИТИ Россельхозакадемии, г. Москва

В рамках физико-технических проблем, связанных с внедрением наноструктурированных композитов, разработаны технологические приемы получения керамических оксидных порошков ультра и нанодисперсного диапазона, используемых в качестве модифицирующих компонентов композиционных материалов.

Разработано технологическое оснащение, оптимизированы параметры золь-гель синтеза и гидротермального окисления для получения сферических порошков оксида кремния и нанокристаллических порошков бемита (моногидроксида алюминия) требуемой морфологии, характеризуемого высокой фазовой чистотой (рис. 1, а, б).

Перспектива использования изготавливаемых нанодисперсных оксидных порошков связана с комплексом свойств: экологической чистотой и безвредностью для человека; способностью образовывать однородную устойчивую дисперсию в различных средах; пластичную массу в кислой среде; высокие адсорбционные и фильтрующие свойства; инертность к большинству веществ; действия как активаторов технологических процессов, в которых участвуют композиты на основе порошков (в частности при спекании) и модификаторов свойств материалов, использующих эти порошки.

Оценка конкурентоспособности создаваемых композиционных материалов на металлических и неметаллических (керамических и полимерных) матрицах

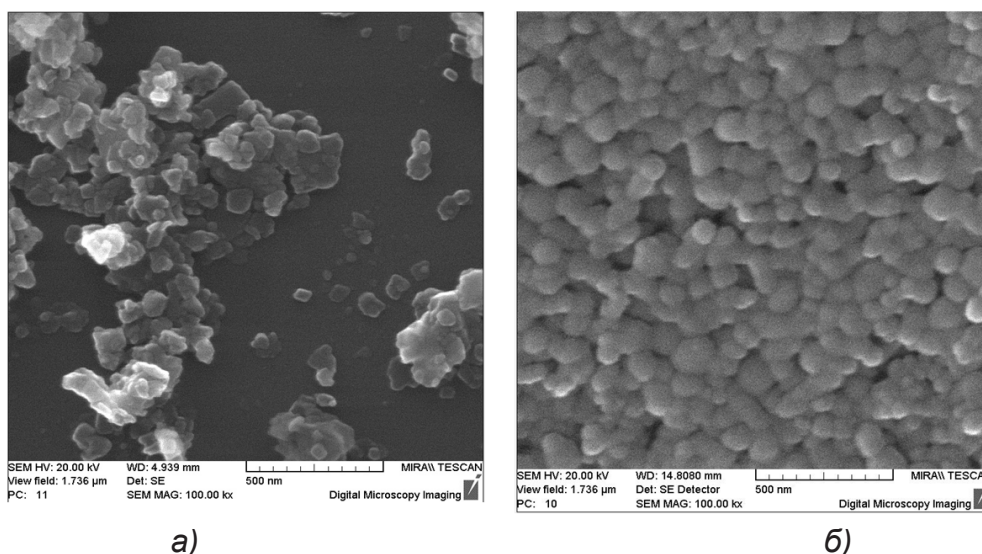


Рис. 1. Морфология порошка моногидроксида алюминия (а) и оксида кремния (б)



Рис. 2. Области применения гидроксидов алюминия.

основывалась на определяющей роли свойств материалов при конструировании изделий из них и установлении соответствия изделий конкретным условиям эксплуатации. Эксплуатационные параметры изделий формировались на основе установленных взаимосвязей состава и структуры, определяемых технологическими параметрами с физико-механическими, термомеханическими, термодинамическими и другими характеристиками материалов [1].

На рис. 2 показаны области применения алюмооксидных порошков.

Полученные результаты многолетних исследований позволили организовать производство нанодispersных порошков и материалов с их участием в рамках экспериментальных и опытно-промышленных производств, которые при необходимости масштабируются до серийных и промышленных. Эффективность применения разработки оценивается как получение 3...15 рублей прибыли на 1 рубль затрат в зависимости от типа материала.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Витязь П. А., Ильющенко А. Ф., Судник Л. В., Мазалов Ю. А., Берш А. В. Функциональные материалы на основе наноструктурированных порошков гидроксида алюминия. - Минск: Белорусская наука, 2010.- 183 с. - ISBN 978-985-08-1218-6.

## ПОВЕРХНОСТНЫЙ ПЛАЗМОННЫЙ РЕЗОНАНС НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА В СТЕКЛЕ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА ДИСИЛИКАТА ЛИТИЯ

Сычева Г. А.

Институт химии силикатов имени И.В. Гребенщикова РАН, г. Санкт-Петербург,  
sycheva\_galina@mail.ru

Поверхностный плазмонный резонанс наночастиц представляет собой резкое увеличение интенсивности поглощения и рассеяния при определенной длине волны падающего света, попадающей в резонанс с собственной частотой колебаний электронного газа на поверхности наночастицы. Параметрами плазмонного резонанса являются: его величина, положение в спектре, полуширина полосы. Они зависят от материала, формы, размера наночастицы, а также от состава окружающей среды. Выполнено исследование, в котором на одних и тех же образцах фотоструктурированных (фоточувствительных) стекол с добавками примеси серебра 0,03Ag (масс. %) сверх 100 % и диоксида церия 0,05 CeO<sub>2</sub> (масс. %) сверх 100 %, введенными как порознь, так и совместно, изучены кристаллизационные и оптические свойства стекла стехиометрического состава дисиликата лития 33,5Li<sub>2</sub>O • 66,5SiO<sub>2</sub> (мол. %).

При воздействии ультрафиолетового излучения и термообработки ионы-восстановители отдают электроны ионам серебра, переводя их в атомарное состояние. Рентгеновское излучение введения сенсibilизатора не требует. При повышенной температуре атомы серебра формируют наночастицы, которые служат центрами кристаллизации основной неметаллической фазы дисиликата лития.

Так как максимальная скорость зарождения кристаллов дисиликата ли-

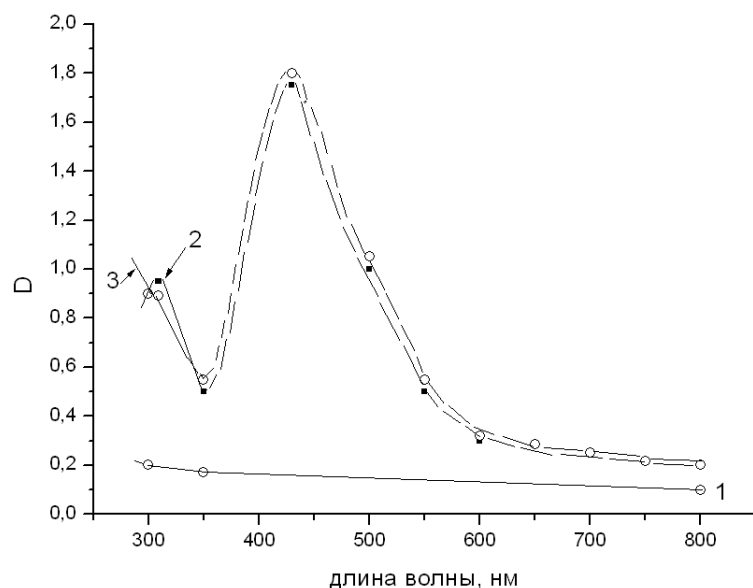


Рис. 1. Зависимость оптической плотности  $D$  образцов от длины волны: 1 – исходное стекло без примесей до облучения; 2 – с примесью CeO<sub>2</sub> + Ag; 3 – с примесью Ag. Режим термообработки 460 °С 3 часа

тия наблюдается при температуре 460 °С [1], для исследований оптических свойств стекол мы выбрали именно эту температуру. Образцы выдерживали при температуре 460 °С в течение 3 часов. На рис. 1 представлены зависимости оптической плотности образцов,  $D$ , от длины волны для исходного стекла 1 (без примесей и облучения); с примесями серебра и диоксида церия 2; с примесью серебра 3. Образцы 2 и 3 облучены в течение 10 минут. Режим термообработки 460 °С

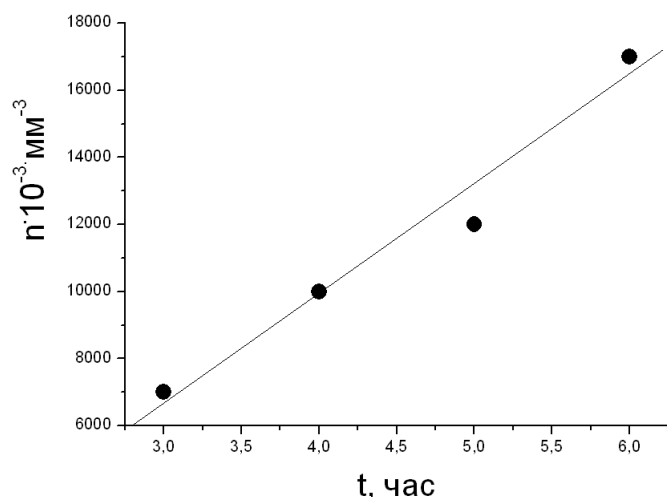


Рис. 2. Зависимость числа кристаллов от времени выдержки при 460 °С в условиях гетерогенного зарождения (с содержанием серебра и облучением). Режим проявления 600 °С 10 мин.  $I_{cm}(T_{460^{\circ}\text{C}}) = 65729.4 \text{ мм}^{-3} \cdot \text{мин}^{-1}$ . Глубина  $x=0,52 \text{ мм}$ .

3 часа.

Как видно из рис. 1, зависимость оптической плотности образца 1 не имеет максимумов, она плавно уменьшается. Оптическая плотность образца с церием и серебром имеет два максимума: первый – для длины волны 310 нм, второй лежит при  $\lambda = 425 \text{ нм}$ , и, наконец, оптическая плотность образца с серебром имеет только один максимум при  $\lambda = 425 \text{ нм}$ . Отсюда можно сделать вывод, что полоса поглощения на длине волны  $\lambda = 310 \text{ нм}$  связана с присутствием в стекле ионов церия, а длина волны

$\lambda = 425$  – соответствует плазмонному резонансу наночастиц серебра.

### Выводы

Выполнено комплексное исследование, в котором на одних и тех же образцах фотоструктурированного (фоточувствительного) стекла стехиометрического состава дисиликата лития  $33.5\text{Li}_2\text{O} \cdot 66.5\text{SiO}_2$  (мол. %) с добавками фоточувствительной примеси серебра (0.03 масс. % сверх 100 %) и диоксида церия (0,05 масс. % сверх 100 %), введенными как порознь, так и совместно, изучены кристаллизационные и оптические свойства. Установлено, что полоса поглощения на длине волны  $\lambda = 310 \text{ нм}$  связана с присутствием в стекле ионов церия, а длина волны  $\lambda = 425$  – соответствует плазмонному резонансу наночастиц серебра.

Скорость зарождения дисиликата лития на частицах серебра для глубины образца 0,52 мм в 500 раз выше скорости зарождения в гомогенных условиях нуклеации [1], что позволяет рекомендовать литиевосиликатное стекло данного состава использовать в качестве фотоструктурированного материала [2] для получения фоточувствительных стекол и фотоситаллов.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сычева Г. А. Зарождение кристаллов в литиевосиликатных фоточувствительных стеклах. Изд-во LAP LAMBERT Academic Publishing. ISBN: 978-3-8454-1285-6. 148с. Проектный номер (24811). LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co. KG Dudweiler Landstraße 99, 66123 Saarbrücken Germany. 2011г.

2. Кочетков Д. А., Никоноров Н. В., Сычёва Г. А., Цехомский В. А. Влияние наночастиц золота на процессы аморфизации и кристаллизации в фотоструктурируемом литиевосиликатном стекле // Физ. и хим. стекла. 2013. Т.39. №4. С.513-521.

## ПОЛУЧЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА ВОССТАНОВЛЕНИЕМ ЕГО КАРБОКСИЛАТОВ ЭТИЛЕНГЛИКОЛЕМ И РАЗРАБОТКА ТОКОПРОВОДЯЩИХ ЧЕРНИЛ ДЛЯ СТРУЙНОЙ ПЕЧАТИ НА ИХ ОСНОВЕ

Титков А. И., Юхин Ю. М., Ляхов Н. З.

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, a.titkov@solid.nsc.ru*

Электропроводящие чернила имеют большие перспективы в связи с активно развивающейся новой областью электроники - печатной электроники [1]. В настоящее время наибольшее распространение получили электропроводные чернила на основе серебра, ввиду ряда уникальных свойств данного металла, в том числе высокой электропроводности и стойкости к окислению. В связи с этим научно-исследовательские работы, направленные на разработку более простых и дешевых методов получения наночастиц серебра с заданными свойствами являются актуальными и востребованными.

В данной работе проведен синтез наночастиц серебра на основе экстракционно-полиольного метода, позволяющего в больших объемах по конкурентной цене производить наночастицы металлов с необходимыми свойствами. В результате обменной реакции между натриевой солью карбоновой кислоты и водным раствором нитрата серебра получены карбоксилаты серебра  $(C_nH_{2n-1}O_2)_zMe^{z+}$  с длиной метиленовой цепи –  $C_4-C_{18}$ . Показано, что восстановление данных карбоксилатов серебра этиленгликолем при температуре 100...170 °С является перспективным методом получения наночастиц серебра с размером частиц 10...80 нм и высоким (97%) количественным выходом. Как следует из данных термического анализа, содержание органических примесей в частицах серебра не превышает 1%, и они могут быть удалены нагреванием при температуре порядка 200...250 °С.

Полученные наночастицы хорошо диспергируются в органических растворителях, а серебро по данным РФА и РФЭС находится в металлическом состоянии. Это позволило изготовить сольвентные чернила для струйной печати, содержащие наночастицы серебра размером 40...60 нм, полученные восстановлением каприлата серебра в этиленгликоле с их содержанием более 50 масс. %. Чернила были изготовлены путем диспергирования при ультразвуковой обработке полученных наночастиц серебра в наиболее часто используемом в промышленной струйной печати растворителе 2-бутоксипропанол ацетате с добавлением полиэлектролита в качестве дисперсанта. Проведена печать тестовых элементов на лабораторном струйном принтере, оснащенный промышленной мелкокапельной печатной головкой Konika Minolta 512, в различных режимах с последующим

отжигом полученных элементов при 150...250 °С. Установлено, что после отжига при различных температурах напечатанные в разных режимах элементы имеют разную структуру и толщину слоя, которая варьируется в пределах 0,3...2 мкм и определяет электрические свойства. Напечатанные элементы при меньшем количестве проходов печати обладают электрической проводимостью сравнимой с мировыми аналогами.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ, проект № 13-03-12157-офи\_м.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kamyshny A., Steinke J. and Magdassi S., Metal-based Inkjet Inks for Printed Electronics // The Open Applied Physics Journal. 2011. Vol. 4. P. 19-36.

## **УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ БИОИНЕРТНЫЕ МЕДИЦИНСКИЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ, СФОРМИРОВАННЫЕ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

Шаркеев Ю. П.\*\*\*, Ерошенко А. Ю.\*, Глухов И. А.\*, Толмачев А. И.\*

\*Институт физики и прочности материаловедения СО РАН, г. Томск, [sharkeev@ispms.tsc.ru](mailto:sharkeev@ispms.tsc.ru)

\*\*Национальный исследовательский Томский политехнический университет

Модуль упругости у большинства титановых сплавов, применяемых в медицине, находится в пределах 100...120 ГПа, что значительно выше модуля упругости костной ткани, который варьируется в пределах 15...55 ГПа. Поэтому перспективным направлением в области медицинского материаловедения является применение биосовместимых титановых сплавов с низким модулем упругости, например, систем Ti-Nb или Ti-Nb-Zr. Так легирование титана ниобием или цирконием позволяет уменьшить модуль упругости до 55 ГПа. При этом низкий модуль упругости должен сочетаться с высокими пределами текучести и прочности материала. Методы интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как равноканальное угловое прессование и его различные модификации, кручение под высоким давлением, всесторонняя ковка или абс-прессование, экструзия т.д., позволяют получать заготовки и изделия в наноструктурном и ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии со значительно более высокими механическими свойствами по сравнению с крупнозернистым состоянием.

В работе представлены результаты исследования микроструктуры и механических свойств биоинертных сплавов на основе титана и циркония в УМЗ состоянии. В качестве материала исследования были выбраны следующие сплавы: титан марки BT1-0, сплав системы Ti-Nb (40 % масс. Nb) в крупнозернистом

состоянии, и цирконий, легированный ниобием (1 % масс. Nb, сплав Э110) в мелкозернистом состоянии. УМЗ структуру в исследуемых сплавах получали комбинированным методом интенсивной пластической деформации, который включал абс-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках и низкотемпературный дорекристаллизационный отжиг. В результате двухэтапной ИПД в исследуемых сплавах была сформирована ультрамелкозернистая структура со средним размером элементов структуры менее 0,3 мкм, которая обеспечивала значительное повышение механических свойств (предел прочности, предел текучести, микротвердость) по сравнению с исходным крупнозернистым или мелкокристаллическим состояниями (таблица).

Таблица

Механические характеристики исследуемых материалов в ультрамелкозернистом и крупнозернистом состояниях

| Материал                                                      | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % | $H_\mu$ , МПа | E, ГПа  |
|---------------------------------------------------------------|----------------------|------------------|--------------|---------------|---------|
| BT1-0<br>крупнозернистое<br>состояние                         | 240                  | 400              | 23           | 1800          | 100-105 |
| BT1-0<br>ультрамелкозернистое<br>состояние                    | 700                  | 1000             | 7            | 2800...3200   | 100     |
| Цирконий Э110<br>крупнозернистое<br>состояние                 | 200                  | 430              | 15           | 1500          | 89      |
| Цирконий Э110<br>ультрамелкозернистое<br>состояние            | 490                  | 860              | 7            | 2600...2800   | -       |
| Сплав Ti-Nb (40 % масс.)<br>крупнозернистое<br>состояние      | 200                  | 400              | 15           | 2300          | 55...60 |
| Сплав Ti-Nb (40 % масс.)<br>ультрамелкозернистое<br>состояние | 300                  | 860              | 4            | 2800          | -       |

$\sigma_{0,2}$  – предел текучести;  $\sigma_B$  – предел прочности;  $\delta$  – относительное удлинение до разрушения при растяжении;  $H_\mu$  – микротвердость; E – модуль упругости

Обсуждаются результаты исследования микроструктуры и механических свойств исследуемых сплавов в УМЗ состоянии и их применение в медицине как основы для имплантатов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН №8, проект №21; Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2013 – 2016гг., проект III.23.2.2.

## ПЛАСТИЧНЫЕ СМАЗОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ЗАГУЩЕННЫЕ СТРУКТУРИРОВАННЫМИ НАНОПОРОШКОВЫМИ КОМПОЗИЦИЯМИ

Шульга Г. И., Скринников Е. В., Назин П. О., Симоненко Д. И.  
ФГБОУ ВПО ЮРГПУ (НПИ) имени М.И. Платова, г. Новочеркасск, [www.npi-tu.ru](http://www.npi-tu.ru)

В настоящее время актуальной является проблема повышения долговечности пластичных смазочных материалов, расширения диапазонов применения при высоких и низких рабочих температурах, повышения их нагрузочной способности [1, 2].

На основе проведенного литературного обзора было предложено в качестве дисперсионных сред ПСМ использовать смеси синтетических или синтетических и минеральных масел, а в качестве дисперсной фазы – органические (сажа, пигменты, полимеры) материалы, а также другие высокодисперсные вещества с хорошо развитой удельной поверхностью и способные к структурообразованию в неводных средах. В качестве наполнителей возможно применение порошков металлов, полимеров.

Проводились исследования смазочного действия разработанных пластичных смазочных материалов, дисперсионной средой которого являются смеси полиэтилогансилоксановой жидкости ПЭС 132-25 с синтетическими и минераль-

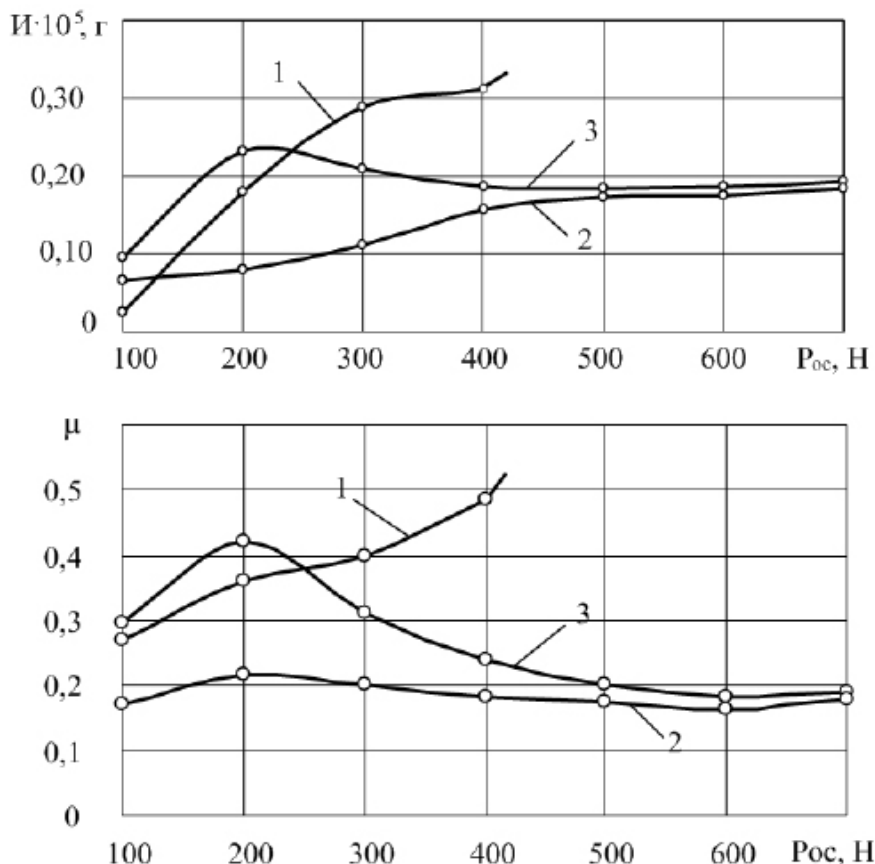


Рис. 1. Зависимости весового износа  $I$  и коэффициента трения  $\mu$  от осевой нагрузки  $P_{ос}$  при трении пары сталь У8А – сталь У8А при смазывании:  
1 - ВНИИНП-231; 2 - Касетол; 3 – ПСМ «Дон-3»

ными маслами, загущенные структурированным нанопорошковым загустителем, а также сравнение их с пластичными смазочными материалами ВНИИНП-231 (ТУ 38101173-71) и Касетол (ТУ 0254-126-01124328-02), выпускаемыми отечественной промышленностью.

Испытания пластичных смазочных материалов проводили на машине трения СМЦ-2 при ступенчатом увеличении нагрузки  $P_{ос}$  от 100 до 700 Н, по схеме трения цилиндрический диск – торовый диск. Время испытания 1 мин, частота вращения подвижного образца  $300 \text{ мин}^{-1}$ . В качестве неподвижного образца использовали цилиндрический диск из стали У8А Ø 50 мм и высотой 12 мм; подвижным образцом служил диск Ø 50 мм с поверхностью тора радиусом 6 мм, высотой 12 мм, из стали У8А. Оценка противоизносных свойств велась по объему лунки, образующейся на цилиндрическом образце [3].

Результаты испытаний на машине трения СМЦ-2 приведены на рис. 1.

Из рис. 1 следует, что разработанный ПСМ «Дон-3» обладает лучшими противоизносными и антифрикционными свойствами по сравнению с ВНИИНП-231 и «Касетол» при осевой нагрузке от 100 до 700 Н. ПСМ «Дон 3» имеет такую же критическую нагрузку заедания как и «Касетол», но меньшие значения коэффициента трения и износа.

Разработанный пластичный смазочный материал может применяться для узлов трения, работающих в более широком диапазоне температур, нагрузок и эффективнее пластичного смазочного материала ВНИИНП-231, выпускаемого отечественной промышленностью.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Смазочные свойства пластичных смазочных материалов со структурированными нанопорошковыми загустителями / Г. И. Шульга, Е. В. Скринников, А. О. Колесниченко [и др.] // Вестник РГУПС. – 2011. – № 4 (44). – С. 108-115.
2. Шульга Г. И. Смазочное действие олигоорганосилоксановых жидкостей, используемых в качестве дисперсионных сред пластичных смазочных материалов / Г.И. Шульга, Е.В. Скринников, Т. Г. Шульга // Вестник ДГТУ. – 2012. – № 2, вып. 2. – С. 94-102.
3. Шульга Г. И. Методика исследования смазочных материалов на машине трения СМЦ-2 при трении пары вращающийся цилиндр – неподвижный тор / Г. И. Шульга, Н. И. Бессарабов, Е. В. Скринников // Изв. вузов. Сев.-Кавк. регион. Техн. науки. – 2005. – № 4. – С. 58-62.

## **СЕКЦИЯ “КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ”**

### **ПОЛУЧЕНИЕ ВТОРИЧНЫХ ФТОРОПЛАСТОВ ЭНЕРГИЕЙ ВЗРЫВА**

Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Герасимук А. Э.  
*Волгоградский государственный технический университет*

Устойчивый рост производства и потребления в различных областях фторопласта-4 (политетрафторэтилен, ПТФЭ, Ф-4), в том числе и в роли основного компонента современных полимерных композитов привели к накоплению значительного количества его отходов. Отсутствие эффективных способов переработки таких отходов выдвигает решение этой проблемы в ряд актуальных задач. Ранее была установлена возможность получения монолитного материала из порошкообразного Ф-4 со свойствами, не уступающих материалам промышленного изготовления, путем взрывного прессования (ВП). Применение данного метода для стружки фторопласта-4 и его композиции, содержащей 20 % кокса, позволит решить задачу вторичного использования отходов этого полимера.

Целью работы являлось определение оптимальных параметров переработки промышленных отходов Ф-4 и его композиции с 20 % кокса (Ф4К20) взрывным прессованием стружки с последующим спеканием. Получение прессовок осуществлялось взрывным нагружением в ампулах, с изменением давления в ударной волне от 0,1 до 0,8 ГПа, что достигалось варьированием типа и высоты взрывчатого вещества. Спекание полученных заготовок проводили при температуре 250...390 °С с выдержкой от 3 до 40 мин на 1 мм толщины образца. Свойства материалов оценивали по плотности, прочности при сжатии и твердости. Микроструктурные исследования проводили на оптическом микроскопе «Olympus ВХ-61» в отраженном свете.

Исследования показали, что увеличение давления ВП до 0,2-0,5 ГПа вызывает рост плотности прессовок до 1,76...1,8 Мг/м<sup>3</sup> Ф-4 и 1,93...2,0 Мг/м<sup>3</sup> для Ф4К20, что ниже плотности монолитных материалов, достичь уровень которых удалось последующим спеканием. Дальнейшее повышение давления препятствует повышению плотности материала за счет развивающихся процессов деструкции полимера.

Повышение температуры спекания полученных прессовок с 250 до 375 °С, способствовало консолидации частиц полимера и ликвидации остаточной пористости, что привело к существенному увеличению плотности прессовок вторич-

ного Ф-4 до 1,96...2,22 Мг/м<sup>3</sup>, что соответствует плотности прессовок из порошка Ф-4. Аналогичные изменения плотности наблюдались при спекании прессовок из стружки Ф-4К20, которая достигла максимальных значений 2,10...2,12 Мг/м<sup>3</sup> в интервале 365...375 °С. Нагрев исследованных прессовок до 370 °С способствовал повышению прочности на сжатие Ф-4 до 94...96 МПа и твердости Ф-4 до 42 МПа, а Ф4К20 до 84...88 МПа, что по уровню свойств не уступает первичным материалам промышленного производства.

Исследование свойств материала прессовок от продолжительности выдержки при температуре спекания 370 °С показало, что плотность и прочность достигают своих максимальных значений после выдержки 20 мин на 1 мм толщины образца (Ф-4:  $\rho=2,2$  Мг/м<sup>3</sup>,  $\sigma_{сж}=95$  МПа; Ф-4К20:  $\rho=2,08$  Мг/м<sup>3</sup>, НВ= 86 МПа). Увеличение времени выдержки до 30...40 мин привело к снижению прочности, аналогично как и повышение температуры спекания до 390 °С, обусловленное началом термодеструктивных процессов в поверхностном слое частиц и охрупчиванием полимера, за счет лучшей кристаллизации при охлаждении его перегретого расплава.

Получению высоких механических свойств способствует прошедшая при ВП структурная модификация полимера, образование межчастичных зон взаимодействия, своеобразных «сшивок» между активированными ударной волной поверхностями.

## **ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОЛИИМИД-ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ**

Адаменко Н. А., Казуров А. В., Рыжова С. М.

*Волгоградский государственный технический университет, mvpol@vstu.ru*

Ударно-волновая обработка (УВО) является перспективным способом получения полиимид-политетрафторэтиленовых композиционных материалов (КМ).

В работе проводили сравнительные исследования влияния УВО и статического прессования (СП) на структурообразование равноплотных КМ на основе полиимида ПМ-69, наполненного 50 % ПТФЭ. Микроструктурные исследования проводились на оптическом микроскопе «Olympus» BX-61 в отраженном свете и атомно-силовом микроскопе Solver PRO. Измерение диаметра наноструктурированной зоны исследуемых КМ осуществляли с помощью программного обеспечения AnalySIS на снимках с оптическим увеличением  $\times 500...1000$  на ПЭВМ.

Исследование тонкой структуры КМ осуществляли с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре «ДРОН-3.0». Взаимосвязь структуры с механическими свойствами прослеживали по изменению микротвердости, которую определяли на микротвердомере ПМТ-3М.

Результаты исследования микроструктуры показали, что в зависимости от применяемых параметров УВО реализуются различные механизмы ударного уплотнения полимерной смеси и структурного взаимодействия в полиимид-политетрафторэтиленовых КМ. Качественные отличия микроструктурных механизмов уплотнения в композиционной смеси при УВО возможны в центре ампулы при оптимальной пористости, определенных энергетических и силовых параметрах ( $A_{\text{в}} \sim 52 \dots 82$  кДж/м,  $E_{\text{ф}} \sim 24 \dots 28$  кДж/м,  $P \sim 1 \dots 2$  ГПа), способствующих получению КМ с наиболее высоким адгезионным взаимодействием компонентов. В результате УВО на критических параметрах КМ наблюдается появление переходной зоны между зоной наноструктурирования и основной. Превышение критических параметров ( $A_{\text{в}} > 92$  кДж/м,  $E_{\text{ф}} > 42$  кДж/м,  $P > 2$  ГПа) приводит к образованию кумулятивного канала.

Исследования, проведенные на атомном-силовом микроскопе, показали, что структура ПИ, полученного СП, состоит из аморфной области с равномерно распределенными в ней участками кристаллической фазы, а ПТФЭ сохраняет характерную для него слоистую структуру, состоящую из чередующихся аморфных и кристаллических областей. В результате УВО на критических параметрах структура более жесткого стеклообразного ПИ значительно дробится в направлении движения ударного фронта, а более мягкий высокоэластичный ПТФЭ деформируется с образованием блочных частиц нерегулярной формы. При применении критических параметров УВО в образовавшихся наноструктурированных участках центральной части прессовки прослеживаются как отдельные монолитные нанометровые включения (150...800 нм), так и агломераты такого же размера, состоящие из частиц размером около 50 нм.

С помощью РСА установлено, что по сравнению со структурой, полученной СП образование структуры после УВО сопровождается снижением размера области когерентного рассеивания (ОКР) с 61,1 до 31,8...39,3 нм, повышением уровня относительных микродеформаций ( $\langle \varepsilon \rangle$ ) с 3,64 до 5,83...6,94•10<sup>-3</sup>% и напряжений второго рода ( $\sigma_{\parallel}$ ) с 1,49 до 2,4...2,8 МПа и в некоторых случаях снижением степени кристалличности ПТФЭ с 56 до 35...40 %.

Измерение микротвердости показало, что образование наноструктур в КМ сопровождается ее повышением в 1,5...3,5 раза до 0,60...2,10 ГПа.

Таким образом, для реализации наноструктурирования необходимо, чтобы

давление и энергия взрывного воздействия в порошковой полимер-полимерной смеси были достаточны не только для достижения структуры предельного уплотнения (оптимальные параметры УВО), но и для качественного изменения структурного состояния в результате локализованной интенсивной пластической деформации, что достигается при параметрах УВО выше критических. Образование наноструктурированных зон, представляющих смесь двух полимеров с наноразмерными частицами, сопровождается значительным повышением твердости и изменением тонкой структуры КМ.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 13-03-00344, 13-03-97044, 14-03-31315

## **ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В МЕТАЛЛОФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ**

Адаменко Н. А., Казуров А. В., Сергеев И. В.

*Волгоградский государственный технический университет, mvpol@vstu.ru*

Получение дисперсных композитов на основе фторопласта-4 (Ф-4) позволяет получить новый комплекс свойств (высоких прочности и твердости, износостойкости, тепло- и электропроводности и т.п.) с сохранением его уникальных свойств (низкого коэффициента трения и высокой химической стойкости). Взрывное прессование (ВП) порошковых смесей является перспективным способом получения полимерных композитов, обеспечивающее одновременно формование, дробление, расплавление, термодинамическую активацию и консолидацию порошков полимеров и наполнителя.

Целью работы являлось изучение условий формирования структуры при ВП в композитах на основе Ф-4, наполненных более 50 % об. дисперсными металлами: Al, Cu, Ni, бронзой. При ВП в ампуле варьировали скорость детонации взрывчатого вещества (ВВ) (от 1600 до 3800 м/с), давление в ударном фронте (от 0,4 до 2,5 ГПа), длительность взрывного воздействия (от 7 до 21 мкс), пористость смеси (от 20 до 70 %). Структуры исследовали на оптическом микроскопе «Olympus» BX-61, атомно-силовом микроскопе Solver PRO, сканирующем электронном микроскопе Versa-3D, рентгеновском дифрактометре «ДРОН-3». Микротвердость определяли на микротвердомере PMT-3M.

Установлено, что при определенной мощности ВП (оптимальные параметры – давление в ударном фронте  $P = 0,4...0,6$  ГПа) достигается структура предель-

ного уплотнения, характеризующаяся пластической деформацией частиц металла с их сваркой и образованием непрерывной армирующей фазы – каркаса, при этом происходит изменения в тонкой структуре как во Ф-4, так и в металлах.

Установлено, что при критических параметрах ВП ( $P$  более 0,6 ГПа) наблюдается скачкообразное изменение структуры в центре прессовки, сопровождающееся появлением наноразмерных включений, что является результатом активного измельчения и турбулентного перемешивания компонентов композита. Для реализации критических параметров ВП использовали два подхода. Первый подход (режим I) основан на ВП металлополимерной порошковой смеси с пониженной пористостью (20...30 %) критическими ударными давлениями ( $P = 1,0...2,5$  ГПа). Второй подход (режим II) основан на приложении критических энергий к композитной системе за счет высокой пористости порошковой смеси (40...70 %) и пониженной мощности ВВ с реализацией ударных давлений  $P = 0,6...1,0$  ГПа.

Образовавшиеся центральные зоны при ВП, соответствующих приложению критических давлений (режим I), представляют матричную структуру полимера и металла с наноразмерными частицами. На наноструктурах полированных образцов прослеживаются как отдельные монолитные нанометровые включения (20...150 нм), так и их агломераты с размером от 150 до 900 нм. После ВО с критическим энергетическим вкладом (режим II) при высоких увеличениях визуализируется губчатая структура, то есть в монолитной металлополимерной матрице образуются нанопоры размером от 10...30 нм, что является следствием повышения температуры до плавления и испарения части материала с образованием сплошной армирующей металлополимерной фазы. Результаты энергодисперсионного анализа показали, что образующиеся фазы представляют исходный металл, полимер, металлоорганические соединения или их деструктивные производные.

Установлено, что наноструктурирование в КМ сопровождается интенсивным повышением микротвердости (например, для Ni до 2,0...3,5 ГПа). Интенсивное повышение твердости материала в микрообъемах свидетельствует о формировании новой структуры на основе наноразмерных составляющих. Вариация твердости в широких пределах связана с неоднозначностью влияния ударных давлений и энергий на структуру КМ.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 13-03-00344, 13-03-97044, 14-03-31315

## АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Акбашев О. Р., Курганова Ю. А., Кобелева Л. И.\*, Быков П. А.\*

МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

\*ИМЕТ РАН, г. Москва, Воробей2007@gmail.com

В настоящей работе исследовали влияние объемной доли армирующего наполнителя на структуру и свойства композиционных материалов (КМ).

Образцы КМ изготавливали способом механического замешивания наполнителя в матричные расплавы. Матрицей служил сплав на основе алюминия – АК12М2МгН (в масс. %: Al – основа, 11...13 Si; 1,5...3,0 Cu; 0,8...1,3 Mg; 0,8...1,3 Ni; 0,3...0,6 Mn;  $\geq 0,05...0,2$  Ti;  $\geq 0,8$  Fe). Армирующая фаза – частицы карбида кремния со средним размером 14 мкм, их объемную долю в КМ изменяли от 3,8 % до 15,5 %. Температура расплава при введении частиц – 750 °С. Состав исследуемых образцов приведен в таблице.

Таблица.

Объемная доля SiC в КМ

|              | № образца |     |     |      |
|--------------|-----------|-----|-----|------|
|              | 1         | 2   | 3   | 4    |
| SiC, масс. % | -         | 3,8 | 7,7 | 15,5 |

Металлографическое исследование структуры образцов проводили на оптическом микроскопе Leica MeteorII. Получено удовлетворительное распределение частиц в матрице, состоящей из дендритов  $\alpha$ -Al, окруженных эвтектикой, в состав которой входят Al, Si и интерметаллидные фазы. Центром кристаллизации дендритов  $\alpha$ -Al являются первичные кристаллы Si. Химического взаимодействия между частицами SiC и матричным расплавом при увеличении оптического микроскопа не обнаружено, частицы SiC сохраняют свою скользящую форму.

Твердость образцов по Бринелю измеряли на твердомере Wilson Wolpert 930N, при нагрузке  $p=62,5$  кг, диаметр индентора  $d=2,5$  мм. С увеличением содержания армирующей фазы твердость КМ возрастает от 116 НВ образец №1 – до 135НВ образец №4 (т.е. твердость увеличилась почти на 20 НВ).

Испытания на сухое трение проводили на установке CETR UMT по схеме торцевого нагружения палец (контртело) по диску (КМ). Диаметр пальца –  $\varnothing 6,3$  мм, изготовлен из стали ШХ с твердостью 63HRC, диск из КМ имел диаметр 40 мм, толщину 7мм. Испытания проводили при пяти последовательных нагрузках 7Н, 11Н, 15Н, 19Н и 23Н. Длительность испытания при каждой нагрузке составляла 10 минут. В процессе испытания записывали график изменения коэффициента трения.

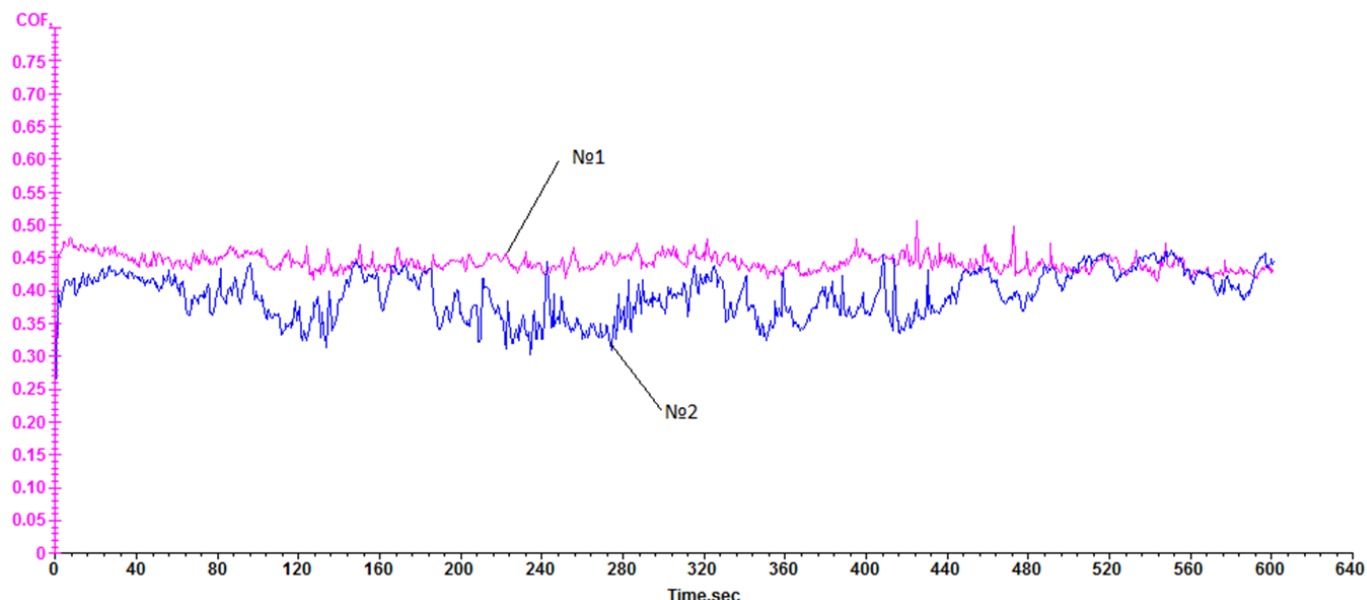


Рис. 1. Изменения коэффициента трения в зависимости от времени испытания матричного сплава (№1) и КМ с содержанием SiC 3,8 % (№2)

Показано, что образцы КМ по сравнению с матричным сплавом имеют более низкие коэффициенты трения, особенно это заметно при больших нагрузках (рис. 1). Так, при нагрузке 23Н средние коэффициенты трения составляют 0,39 для образца из КМ (№2) и 0,44 для образца из матричного сплава (№1).

Износ образцов определяли двумя способами: по потере массы образцов в процессе трения и с помощью профилографирования поверхности трения. С этой целью после каждого испытания проводили взвешивание образцов и контрола для определения потери массы. Интенсивность изнашивания рассчитывали по формулам  $I_m = \Delta m / L$ , где  $\Delta m$  – потеря массы при испытании,  $L$  – путь трения. КМ с большей объемной долей наполнителя имеют минимальную потерю массы, т.е. имеют более высокую износостойкость. Например, интенсивность изнашивания при нагрузке 23Н у образца №1 равна  $10,409 \cdot 10^{-8}$  г/мм, а у образца №2  $6,9 \cdot 10^{-8}$  г/мм.

Профилограммы снимали на приборе USB Профилограф-профилометре БВ-7669М с двух участков поверхности трения расположенных радиально. Для

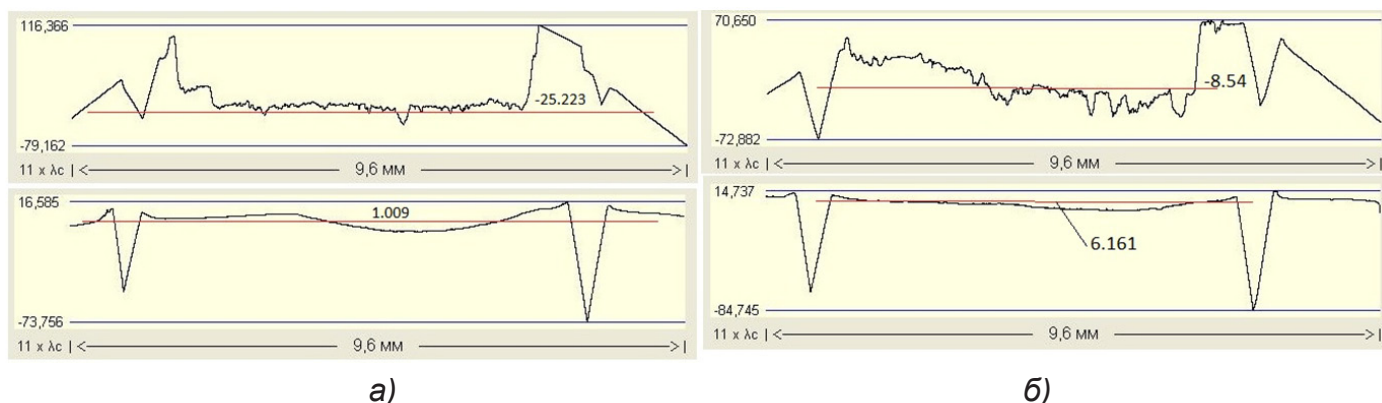


Рис. 2. Профилограмма рабочей поверхности образцов №1 (а) и №2 (б) до и после испытания при нагрузке 23Н

получения общей картины профиля образца, повышения точности полученных данных и снижении возможной погрешности прибора участки, с которых были сняты профилограммы, были ограничены отпечатками, нанесенными на твердомере Виккерса по ГОСТ 2999-75 на исходную поверхность. Отпечатки выполняются так, чтобы между отпечатками располагалась изнашиваемая поверхность, а глубина отпечатков превышала значение износа не более чем в два раза. Образец располагали таким образом, чтобы острие иглы индентора проходило через низшие точки отпечатков. Профилограммы, снятые с поверхности образцов №1 и №2 после испытания при нагрузке 23N, приведены на рис. 2. Видно, что уже при введении 3,8 масс. % SiC в матрицу из алюминиевого сплава, наблюдается положительный эффект и износ заметно уменьшается.

Проведенные исследования показали, что частицы SiC равномерно распределены в матрице; химическое взаимодействие между матричным расплавом и SiC не выявлено. Образцы КМ имеют повышенную твердость и улучшенные триботехнические свойства по сравнению с матричным сплавом.

## **ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ И ДЕФОРМИРОВАННОГО БИМЕТАЛЛА СТ3+12Х18Н10Т**

Арисова В. Н., Попова Т. С., Трудов А. Ф.

*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Известно, что при нагреве сваренных взрывом соединений из сплавов различного химического состава наблюдается диффузия легирующих элементов, скорость и направление которой определяется температурой нагрева и химическими потенциалами элементов.

Так, закалка недеформированного биметалла с температуры 880 °С в воду привела к падению микротвердости в Ст3 с 3,55 до 2,6 ГПа на расстоянии 0,1 мм от границы соединения, что связано с диффузией углерода из Ст3 в нержавеющую сталь. С увеличением расстояния от зоны соединения наблюдается увеличение микротвердости в Ст3 на расстояниях: 1 мм – с 2,4 до 3,12 ГПа; 2 мм – с 2,1 до 3,1 ГПа; 3 мм – с 2,1 до 3,0 ГПа; 4 мм – с 2,1 до 2,8 ГПа; 5 мм – с 2,1 до 2,6 ГПа; 6 мм – с 2,3 до 2,55 ГПа. А на расстоянии 7 мм произошло падение значения микротвердости с 2,6 до 2,45 ГПа. Возможно, это вызвано с обезуглерожива-

нием. Твердость стали 12Х18Н10Т понизилась, что связано с растворением карбидов.

Термообработка деформированных образцов привела к повышению значений микротвердости углеродистой стали. Растянутая область упрочнилась больше, чем сжатая. Твердость нержавеющей стали после деформации и закалки находится на уровне недеформированной термообработанной стали. Закалка устраняет влияние деформации (рис. 1).

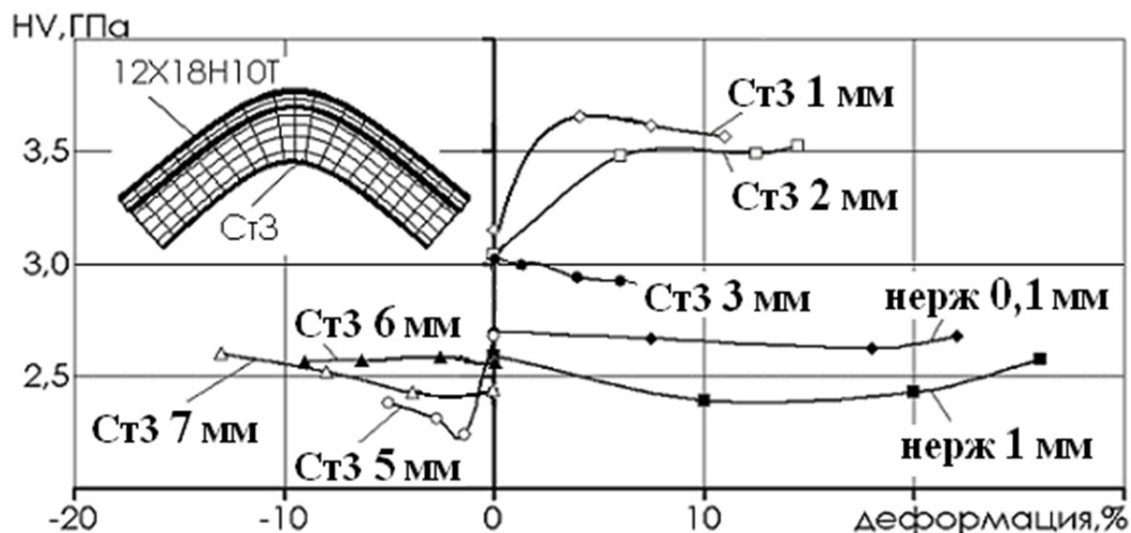


Рис. 1. Распределение микротвердости в биметалле в зависимости от степени деформации по схеме 1 и последующей закалки 880 °С

Изменение микротвердости после термообработки, вероятно, вызвано напряжениями I рода, так как рентгеноструктурными исследованиями не выявлено зависимости между перераспределением микротвердости и характеристиками тонкой структуры.

Аналогичные изменения наблюдаются при деформировании в сжимаемой

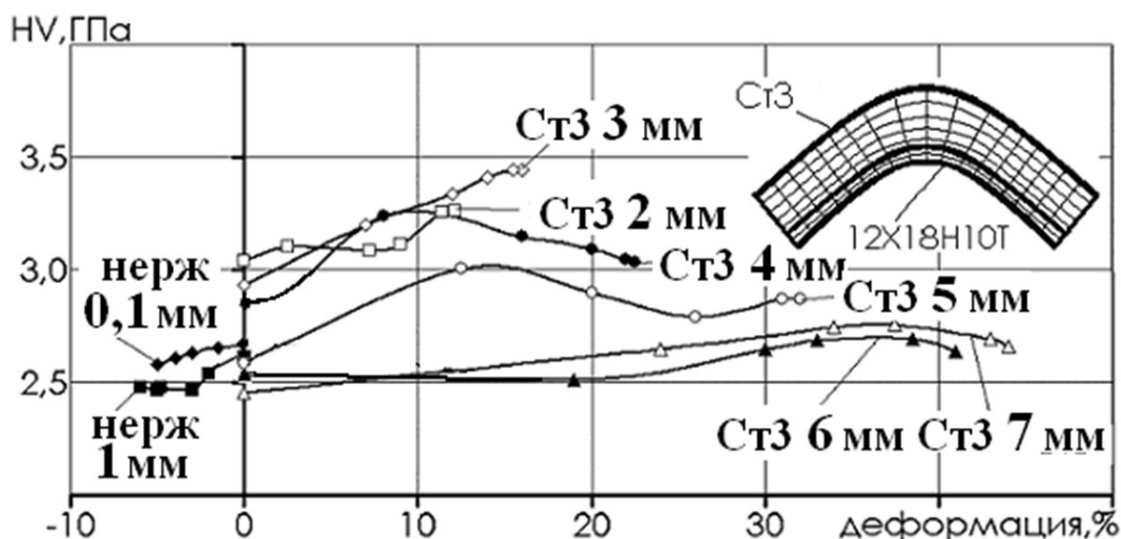


Рис. 2. Распределение микротвердости в биметалле в зависимости от степени деформации по схеме 2 и последующей закалки 880 °С

области, рисунок 2.

Отпуск 650 °С привел к падению твердости углеродистой стали до 1,5 ГПа независимо от положения слоя относительно границы соединения и степени деформации. Нержавеющая сталь упрочнилась, с 2,5...2,6 до 3,0...3,1 ГПа, что, возможно, связано с повторным выделением карбидов.

## **РАЗРАБОТКА ПРОЦЕССА ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ТОНКОСТЕННЫХ БЕСШОВНЫХ ФЛАНЦЕВЫХ ПРОФИЛЕЙ ТИПА «ПОЛУТОР» СВОБОДНОЙ КОВКОЙ И РАСКАТКОЙ**

Ашурова А. Х.

*Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С. П. Королева (национальный исследовательский университет), aschurova.alina2015@yandex.ru.*

В статье приведены исследования напряженно-деформированного состояния и температурно-деформационные и временные режимы при ковке и раскатке с использованием программного комплекса DEFORM 2D/3D. Установлено, что температурно-деформационные режимыковки и раскатки соответствуют рекомендованным ВИАМ. Выполнен расчёт технологических параметров, характеризующих условия низкого очага деформации, кинематику процесса, геометрические параметры очага деформации, изучен механизм очага деформации в ящичном калибре (1 стадия процесса раскатки), выполнен выбор метода калибрования валков, проведен расчёт калибровок валков.

Все известные технологические схемы производства кольцевых заготовок спецтехники можно подразделить на две основные группы: получение кольцевых заготовок формовкой из листа и раскаткой из кованой заготовки. В нашем случае рассмотрена технологическая схема раскатки из кованой заготовки. Данная технологическая схема состоит из операций свободнойковки: осадка-прошивка-разгонка, и раскатки.

В данной статье был исследован технологический процесс получения кольца типа «полутор» из сплава ОТ4. Предоставлена характеристика сплава ОТ4, выбран рекомендуемый режим горячей деформации: начало деформации 850 °С, конец 950 °С.

Проведён конструктивно-технологический анализ детали. Среди трёх основных схем калибровки заготовки был выбран метод совместной раскатки со

свёрткой. Произведён расчёт основных геометрических размеров калибров. Выполнен анализ напряженно-деформированного состояния процесса раскатки. Определена глубина зон распространения пластической (интенсивной) деформации при раскатке. Оптимизированы температурно-деформационные и временные режимы деформации при раскатке.

Созданы трёхмерные модели инструмента и заготовки в ходе калибровки. Произведено моделирование процесса раскатки по геометрическим параметрам полученным в ходе расчёта калибровки в программном комплексе DEFORM. Описана схема создания задачи для моделирования раскатки. Исследовано распределение температур и напряжений в очаге деформации в ходе калибровки. Предложен график изменения температуры процессе в очаге деформации. Оптимизированы температурно-деформационного режимы.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Костышев В. А., Гречников Ф. В. Методы формоизменения профильных кольцевых заготовок раскаткой — Самара: Издательство СГАУ, 2007. — 76 с.
2. Костышев, В. А., Шитарев И. Л. Раскатка колец [текст] / Под общ. ред. В. А. Костышева — Самара: Издательство СГАУ, 2000. — 208 с.
3. Костышев В. А. Разработка научно обоснованных методов производства тонкостенных профильных колец авиационных двигателей/ дис.док.техн.наук, 1998.
4. Семенов, Е. И. и др. Ковка и штамповка том 1 [текст]: Справочник / Е. И. Семенов — М.: Машиностроение, 1985. — 568 с.

## ОТКОЛЬНЫЙ ХАРАКТЕР ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ НАГРУЗКАХ.

Беликова А. Ф., Буравова С. Н. Петров Е. В.

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской Академии Наук, г. Черноголовка, svburavova@yandex.ru*

Локализация деформации наблюдается во многих взрывных процессах — это проникание снаряда в преграду; поражение брони; сварка взрывом; кумулятивные процессы; взрывное компактирование. Полосы адиабатического сдвига при взаимодействии твердых тел, как правило, возникают в относительно недеформированном материале, при этом микроструктура материала, примыкающего к полосам сдвига, характеризуется большой плотностью дислокаций, что характерно для материалов после воздействия на них ударной волны. Причина локализации деформации, согласно общепринятым представлениям, есть потеря устойчивости пластического течения, которая обязана переходу работы пласти-

ческой деформации в тепло и сопровождается разупрочнением материала. Термопластическая модель локализации деформации с 1944 г не претерпела никаких изменений до сих пор.

Исследование физических механизмов изменения микроструктуры порошковой композиции в процессе компактирования ударной волной [1] показало, что вблизи предельного уплотнения прессовок частицы сплющиваются в продольном и растекаются в поперечном направлениях. При высоких давлениях пластическая деформация локализуется в поверхностных слоях и имеет ярко выраженный струйный характер. Для режимов, предшествующих локализации, деформация каждой частицы происходит при многократном прохождении пластических волн, возникающих от соударения с соседними частицами при переукладке. В режимах с локализацией деформация частиц достигается в одной пластической волне. Такая волна продвигается по частице, создавая высокое давление, когда вокруг частицы еще имеются пустые участки.

В работе представлены результаты экспериментального моделирования образования полос локализованной деформации. Изучение коллапса толстостенного трубчатого образца скользящей детонационной волны [2] позволило установить, что откольные трещины и их переход в адиабатические полосы сдвига возникают на стадии разгрузки, когда деформирование материала ударной волной уже закончено. Процессы разрушения и деформирования разнесены по времени, и являются независимыми.

Используя свойство волновых процессов подчиняться геометрическому фактору расположения свободных плоскостей [3], мы наблюдали в контролируемых условиях переход откольных трещин в полосы сдвига для иглоподобной, плоской, угловой, радиальной, кольцевой повреждаемости. Переход откольных трещин в полосы локализованной деформации подтверждают откольную природу образования полос адиабатического сдвига. Нам представляется, что проведенные экспериментальные исследования достаточны, чтобы счесть их подтверждающими откольную природу локализации деформации при импульсных нагрузках. Полосы сдвига есть результат интерференции волн разгрузки, в зоне растяжения которой интенсивность отрицательных давлений не превосходит динамической прочности материала.

Приведенные наблюдения подвергают сомнению в тепловой природе локализации деформации при импульсном нагружении.

На рис. 1 приведена продольная откольная трещина (а) и ее продолжение в форме полосы локализованной деформации (б).

Продольная откольная повреждаемость является результатом интерферен-

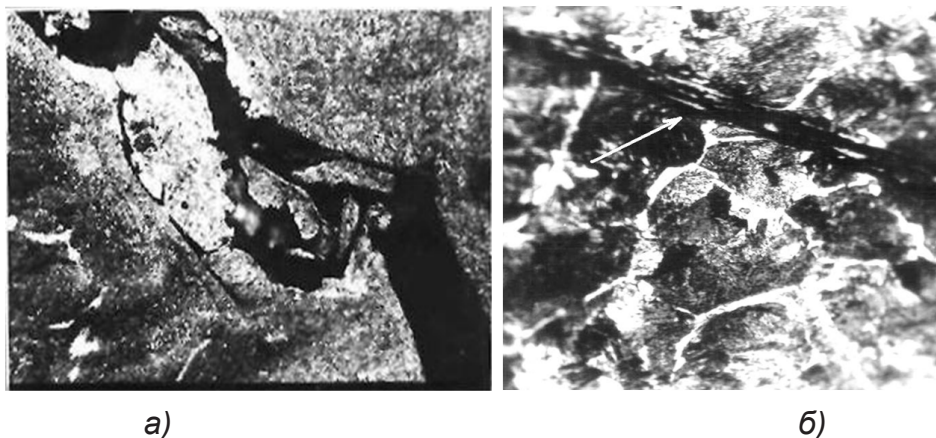


Рис. 1. Продольная откольная трещина (а) и ее продолжение в форме полосы локализованной деформации (б)

ции (фокусировки) боковых волн разгрузки ударника. Этот вид откольного разрушения не исследован на сегодня. Существует множество объектов техники, разрушение которых в условиях динамических нагружений идет через образование иглоподобного (канального) откола. К таким объектам относятся бандажные полки лопаток турбин, судовые винты, вентиляторные лопасти дымососов, обшивки летательных аппаратов и т.д. Начальная стадия изнашивания поверхности в процессе капельной, пылевой, кавитационной эрозий идет через образование иглоподобной откольной трещины [4]. Следует отметить то важное обстоятельство, что изучение микроструктуры полос сдвига в литературе проводят на образцах, сохраненных после взрыва. Высокий уровень аттестации изменений, происходящих при взрывном нагружении, не позволяет установить причину, почему произошли данные изменения. Вопрос о соотношении между структурой после деформации и развивающейся в процессе деформирования не изучается. В нашей работе исследования структуры материала проводилось совместно с волновой картиной процесса.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рогозин В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов. «Политехник», Волгоград, 2002, 136
2. Беликова А. Ф., Буравова С. Н., Гордополов Ю. А. Локализация деформации при динамических нагрузках и связь ее с деформированным состоянием материала. ЖТФ, 2013, т. 83 № 2, 153 - 157
3. Беликова А. Ф., Буравова С. Н., Петров Е. В. Локализация деформации при динамических нагрузках. ЖТФ, 2013, т. 83, № 8, 68 - 75
4. Buravova S. N., Gordopolov Yu. A. Cavitation Erosion as a Kind of Dynamic Damage. Int. J. Fract, 2011, v.170, 83 – 93

## КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПЛОСКИХ ФИЛЬТРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕМБРАННОГО ТИПА ДЛЯ ВЫДЕЛЕНИЯ И ОЧИСТКИ ВОДОРОДА

Белоногов Е. К.\*, Иевлев В. М.\*\*\*, Максименко А. А.\*, Казанский П. Р.\*\*\*,

Рошан Н. Р.\*\*\*\*

\*Воронежский государственный университет, г. Воронеж

\*\*МГУ им. М.В. Ломоносова, г. Москва,

\*\*\*ООО «СМА», Московская обл., д. Сколково, kazansky@microscop.ru

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

Цель работы – установление закономерностей формирования зеренной структуры ультратонкой фольги сплавов на основе палладия для селективных мембранных элементов (МЭ) глубокой очистки водорода. Ультратонкую фольгу создавали методом магнетронного распыления (МР) сплавных мишеней Pd-47 ат.%Cu и Pd-6 ат.%Ru. Методами ПЭМ, РЭМ и АСМ исследованы структура и морфология роста фольги твердых растворов Pd-47 ат.%Cu и Pd-6 ат.%Ru толщиной от 0,1 до 9 мкм.

На начальной стадии роста фольга Pd-Cu имеет нанокристаллическую структуру и двухфазный состав – упорядоченный ( $\alpha$  фаза) и неупорядоченный твердый раствор ( $\beta$  фаза). В фольге до ~1 мкм, сконденсированной на неподогреваемую подложку, преобладает  $\alpha$  фаза, с ростом температуры подложки ( $T_n$ ) до 700 К –  $\beta$  фаза. Объемная доля  $\beta$  фазы в толстой (более 1 мкм) фольге ( $T_n=300\ldots800\text{K}$ ) определяется режимом магнетронного распыления и скоростью охлаждения. На рис. 1, 2 приведены РЭМ и ПЭМ изображения профиля ионного среза по толщине образцов фольги Pd-Cu и Pd-Ru. В обоих случаях, с увеличением толщины слоя формируется градиентная зеренная структура фольги, характеризующуюся увеличением латерального размера зерен в направлении от межфазной границы с подложкой к поверхности фронта роста и совершенство-

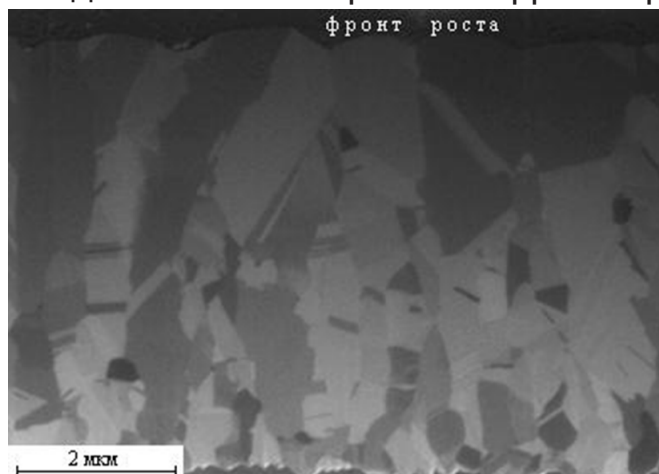


Рис. 1. РЭМ изображение профиля фольги Pd-Cu толщиной 9 мкм, полученной методом МР и конденсации в вакууме при  $T_n=400\text{ K}$

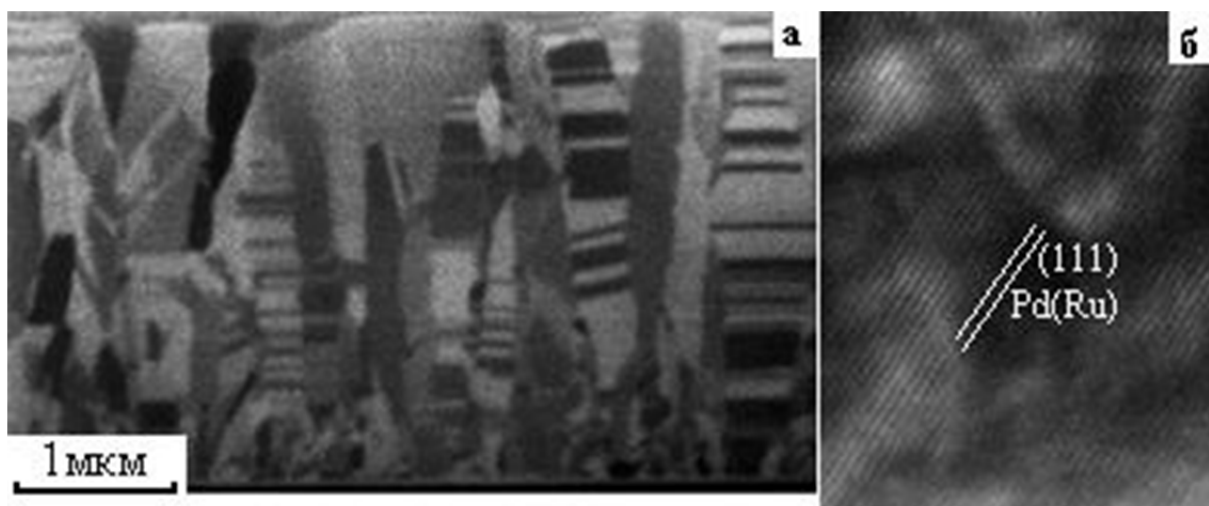


Рис. 2. РЭМ (а) и ПЭМ (б) изображения профиля фольги Pd-Ru толщиной 9 мкм, полученной методом МР и конденсации в вакууме при  $T_n=400$  K

ванием текстуры роста. В области фольги, прилегающей к подложке, дисперсность зерен и плотность микродвойников максимальная. На фронте роста формируется более крупнозернистая структура, что увеличивает шероховатость свободной поверхности фольги. Аналогичная закономерность и для системы Pd-Ru (рис. 2). Двойникование по мере роста связано с накоплением рутения на фронте роста и повторным зарождением. Происходит совершенствование субструктуры и изменение кристаллографической ориентации фронта роста в направлении от подложки к свободной поверхности. Следы границы двойников (111) в приповерхностной области близки к плоскости фронта роста (рис. 2, а). Выделенная область ионного среза (по данным электронографии) ориентирована близко к {110}, ПЭМ разрешение кристаллических плоскостей выявляет только плоскости (111) твердого раствора Pd-6 ат.%Ru.

Исследования водородопроницаемости и механических свойств показали пригодность ультратонкой фольги твердых растворов Pd-47 ат.%Cu, Pd- 6ат.%Ru для индустрии МЭ с высокой селективной проницаемостью.

Работа поддержана грантом РФФИ № 13-08-12408-офи\_м2.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГЕОМЕТРИИ МЕТАЕМОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ПОМОЩЬЮ РЕОСТАТНОЙ МЕТОДИКИ

Беляков М. О., Смирникова Д. В., Чугунов Е. А., Кузьмин С. В., Лысак В. И.  
*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

Сваренные взрывом биметаллы находят широкое применение в современном нефтехимическом машиностроении. Существуют аппараты, в которых присутствует высокоагрессивные среды со скоростью коррозии несколько миллиметров в год. Для увеличения срока службы таких аппаратов в качестве плакирующего слоя требуются химически стойкие материалы толщиной 10... 20 мм и более. Получение таких биметаллов, обладающих высокой прочностью соединения слоев, сопряжено с определенными сложностями, что вызвано искажением геометрии соударения пластин в окрестности точки контакта при сварке взрывом.

Мы предполагаем, что в реальных условиях с увеличением толщины метаемой пластины  $\delta_1$  неизменно будет увеличиваться и радиус закругления на поверхности метаемой пластины при изгибе в точке контакта. Тем самым проводя касательную от точки контакта, мы получаем угол соударения  $\gamma$  значительно меньше расчетного. При незначительной толщине метаемой пластины данный факт не оказывает существенного влияния на качество соединения слоев биметалла. Однако с увеличением  $\delta_1$  влияние роста радиуса закругления в окрестности точки контакта носит все более негативный характер. В конечном счете, картина соударения приближается к состоянию плоского удара, при котором не может получиться качественного соединения слоев.

Для проверки правильности предположения необходимо было определить геометрию соударения, а именно измерить радиус закругления метаемой пластины в окрестности точки соударения. Для этого был выбран реостатный метод, который позволяет непрерывно регистрировать параметры в процессе метания.

В ходе сварки плакирующая пластина последовательно «налетает» на нихромовую проволоку (датчик) уменьшая ее длину. Пропорционально этой длине уменьшается ее электрическое сопротивление, что фиксируется осциллографом во времени. Зная скорость детонации взрывчатого вещества и угол установки проволоочного датчика можно получить профиль метаемой пластины.

Ранее данный метод применялся лишь для случая метания одной пластины. В случае соударения двух пластин для измерения геометрии метаемой пластины в окрестности точки контакта потребовалось усовершенствовать методику. Чтобы избежать разрыва нихромового датчика образующимся в области контакта кумулятивным потоком, в неподвижной пластине выфрезеровали часть металла

в виде прямолинейного паза.

С использованием методики проведена серия экспериментов, где в качестве основания использовали стальные пластины толщиной 25 мм, а метаемые – толщиной 5, 10, 16, 20, 25 мм. Исходя из неизменности расчетного угла соударения, были рассчитаны соответствующие высоты зарядов и величины зазоров.

Во всех случаях соединения были получены без разрыва плакировки, и отсутствовало ее «затекание» в паз. При регистрации данных с нихромового датчика были получены осциллограммы, которые показывают наличие второго перегиба метаемой пластины в окрестности точки контакта, что подтверждает существование радиуса изгиба, величина которого не меньше толщины метаемой пластины.

## **ОЦЕНКА ДИСПЕРСНОСТИ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В ХОЛОДНОКАТАННЫХ СПЛАВАХ АМг5, АМг6, АМг10 И Д16**

Гречников Ф. В., Носова Е. А.

*Самарский государственный аэрокосмический университет, eanosova@mail.ru*

Получение высокодисперсной зёренной структуры в листовых заготовках из алюминиевых сплавов позволяет повысить механические свойства штампуемых изделий. При этом высокая прочность может сказываться на износе штампов, поэтому получение зёрен наноразмерной величины необходимо проводить на заключительных этапах обработки. Зерно в процессе деформации и последующего нагрева дробится на отдельные блоки и полигоны, которые приводят к повышению дисперсности структуры. Целью работы было установить влияние исходного состояния поставки и степени деформации на деформацию зёрен и размер областей когерентного рассеяния в сплавах Д16, АМг5, АМг6, АМг10, широко применяемых для получения изделий аэрокосмического назначения из листов.

Использование синергетического метода, применённого в работе [1], для расчёта величины зерна и продолжительности отжига при заданной температуре позволило установить, что в сплаве АМг6, существует возможность получения минимального зерна 0,15 мкм при его нагреве до 300 °С, выдержке в течение 1 минуты после деформации на 10 %. Оценка микроструктуры сплавов после различных режимов обработки (деформационной и термической), показала, что их зёренная структура имеет различную удельную поверхность раздела, что вызывает трудности при прямой оценке размера зерна. Кроме того, повышение её

дисперсности, когда объём зернограницной доли повышается, требует разработки новых методик её оценки.

Более точным количественным способом изучения дисперсности зёрненной структуры является определение областей когерентного рассеяния с помощью рентгеноструктурного метода. С этой целью листовые заготовки из сплавов АМг5, АМг6, АМг10 и Д16 9 (в состоянии М и Т) прокатывали вхолдную в несколько переходов, изготавливали травлёные микрошлифы на боковой поверхности, оценивали размер зерна на металлографическом микроскопе МЕТАМ-РВ при увеличении 500 крат. Оценку областей когерентного рассеяния проводили по расшифровке дифрактограмм, снятых с образцов на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 [2]. Результаты исследования для сплавов АМг6, АМг10 и Д16 представлены на рис. 1, 2. Различия в результатах замеров для сплавов АМг5 и АМг6 незначительны.

Анализ рисунков показывает, что с ростом степени обжатия удлинение зерна происходит линейно в обоих сплавах в отожжённом и состаренном состоянии. Размер областей когерентного рассеяния связан с деформацией зерна немонотонно.

У сплава АМг10М в интервале деформации зёрен 7...10 % и у сплава Д16М при степени обжатия 15...17 % происходит резкий скачок в увеличении ОКР. Это может объясняться их переходом из стадии лёгкого скольжения в стадию интенсивного скольжения. При этом плотность дислокаций растёт, что приводит к расширению ОКР. В закалённом и состаренном состоянии в сплаве АМг10 происходит уменьшение ОКР, что можно объяснить их поворотом вокруг оси прокатки. В сплаве Д16М ОКР значительно меньше, чем в АМг10М, при этом сами зёрна длиннее. Сплав Д16 имеет больший размер зерна, но меньшие значения областей когерентного рассеяния в обоих состояниях поставки. По мере увеличения

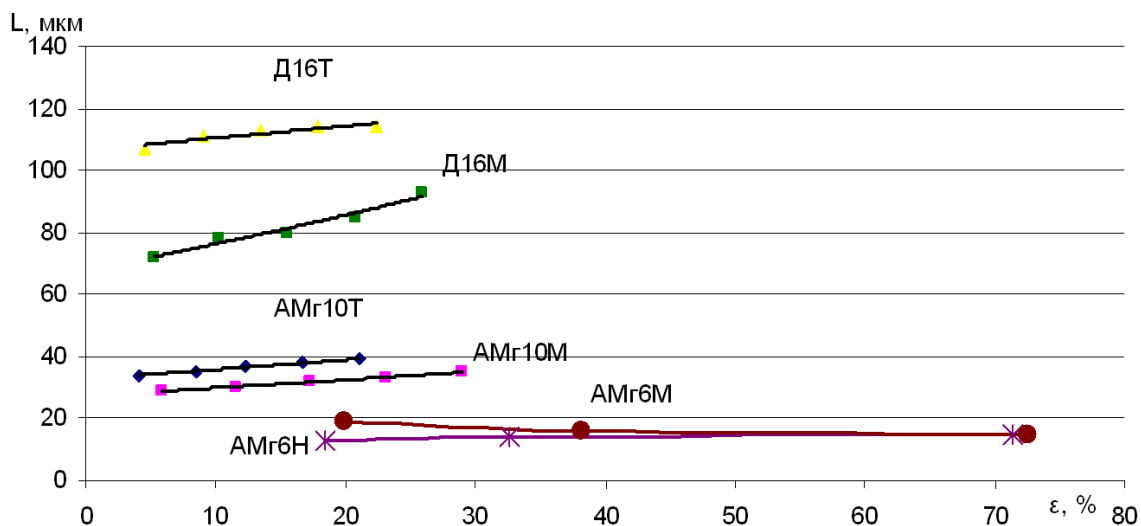


Рис. 1. Изменение длины зерна в зависимости от степени обжатия

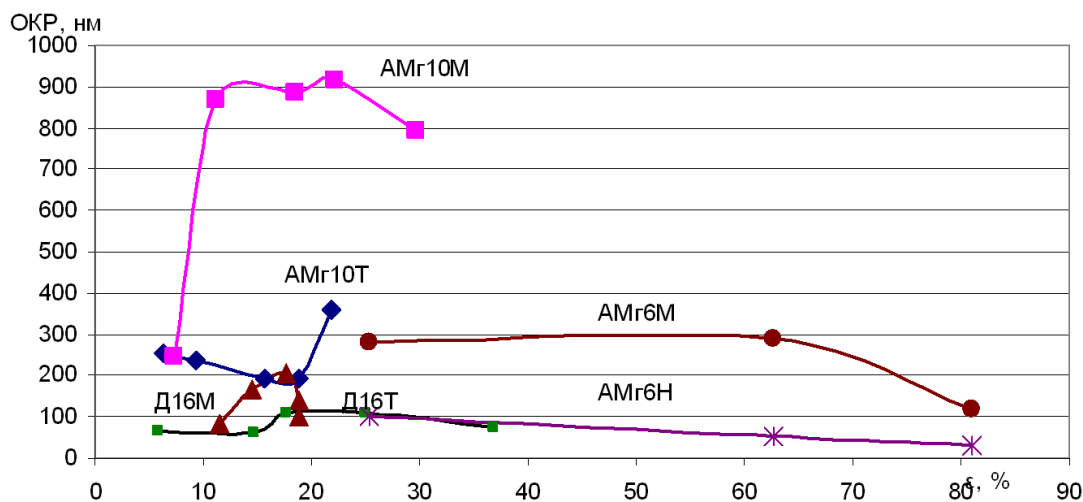


Рис. 2. Изменение размера области когерентного рассеяния в зависимости от деформации зерна

степени деформации, как образцов, так и зерен, дисперсность структуры во всех исследованных сплавах увеличивается.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Н. Г. Колбасников. Теория обработки металлов давлением. Физические основы прочности и пластичности металлов. Учебное пособие. С.-Петербург, Изд-во СПбГПУ, 2004.
2. Определение внутренних напряжений в металлах: Описание лабораторной работы по курсу «Рентгеноструктурный анализ» / Сост.: Т. В. Панова, В. И. Блинов, В. С. Ковивчак. – Омск: Омск. гос. ун-т, 2004. – 20 с.

## РАЗРАБОТКА ПРОЦЕССА НЕПРЕРЫВНОЙ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДНОГО ВОЛОКНА

Губанов А. А., Коршак Ю. В., Ваграмян Т. А., Страхов И. С.

Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева, agubanov@hotbox.ru

В работе исследовалась стадия промышленного производства препрегов из углеродного волокна а именно процесс непрерывной обработки поверхности материала с целью активации ее поверхности и как следствие увеличение адгезии в композиционном материале.

Исходя из [1], а также из практически полученных данных при разрушении углепластиков, было установлено, что упрочняющие волокна разрушаются не полностью, выскальзывая из матрицы по мере роста трещины. Это не позволяет максимально полно реализовать заложенный прочностной потенциал углепластика.

В литературе описаны несколько подходов к активации поверхности углеродного волокна с целью увеличения адгезии к связующему и как следствие увеличивают прочность конечного материала.

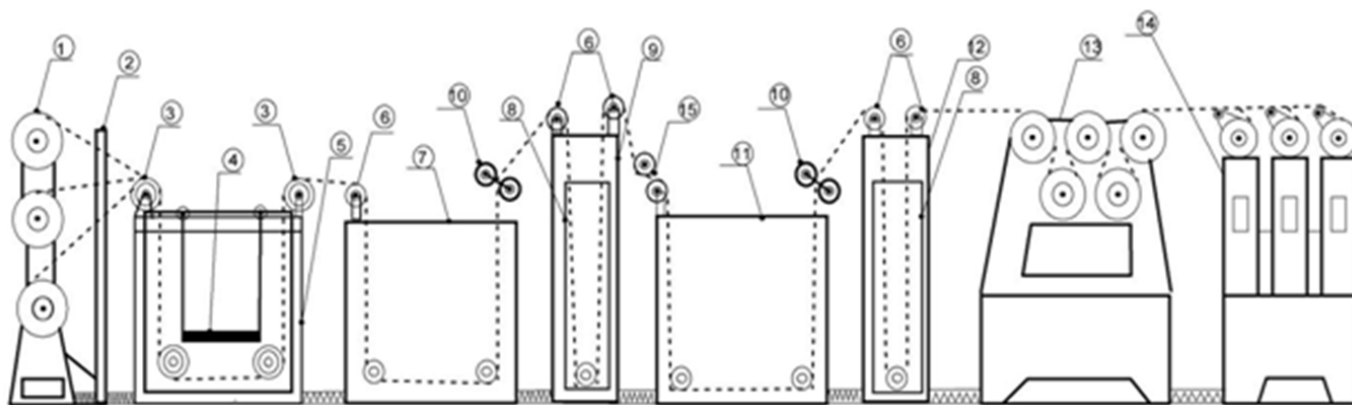


Рис. 1. Схематичное изображение технологического процесса поверхностной обработки углеродных волокон:

1 – подающий шпулярник; 2 – дистанцирующая стойка; 3 – изолированные ролики; 4 – пластина катода ванны ЭХО; 5 – ванна ЭХО; 6 – промежуточные ролики; 7 – ванна отмытки; 8 – дверца заправки сушилки; 9 – вертикальная сушка №1; 10 – узел отжимных роликов; 11 – ванна аппретирования; 12 – вертикальная сушка №2; 13 – транспортирующие вальцы; 14 – мотальная машина; 15 – спаренные промежуточные ролики

Предварительно эксперименты по активации волокна проводились на установке с неподвижно закрепленным анодом. В ходе работы были найдены оптимальные параметры обработки, при которых увеличение прочности материала достигала 17% [2]. Однако такая установка имеет серьезный недостаток: т.к. углеродное волокно обладает высоким омическим сопротивлением, невозможно достичь приемлемого уровня равномерности обработки поверхности.

Поэтому была создана установка с непрерывной протяжкой углеродной ленты, где данный недостаток устранен. Схема лабораторной установки приведена на рис.1.

Данная установка позволяет варьировать как плотность анодного тока, так и время пребывания углеродной нити в ванной, а также температуру электролита.

В ходе систематического исследования в качестве электролитов были использованы как классические, известные в литературе – аммоний содержащие соли карбонатов, так и амин содержащие мономеры.

В результате эксперимента было установлено, что полученные результаты на установке с неподвижным анодом качественно согласуются с данными, полученными на установке с протяжкой углеродной ленты. Однако количественные закономерности получились иными. В итоге увеличение прочности углепластика составило 30%.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Варшавский В. Я. Углеродные волокна, изд. 2-е.- М.: Варшавский, 2007.- 500с
2. Страхов И. С., Губанов А. А., Устинова М. С., Кривцов Д. И., Варшавский В. Я., Ваграмян Т. А., Плющий И. В., Коршак Ю. В. «Электрохимическая модификация поверхностных свойств углеродного волокна на основе полиакрилонитрила» МГТУ им. Баумана Наука и образование 09, сентябрь 2013, DOI: 10.7463/0913.0620998

## ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЖИДКИХ И ГАЗООБРАЗНЫХ СРЕД ПРИ ИХ УДАРНО-ВОЛНОВОМ СЖАТИИ.

Гулевич М. А., Пай В. В., Яковлев И. В., Хаустов С. В.\*

*Институт гидродинамики им.М.А.Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, victrix@ngs.ru*

*\*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

Импульсная обработка материалов в том числе штамповка, упрочнение и сварка взрывом проводится с применением взрывчатых веществ (ВВ), обладающих различными составами, плотностями, скоростями детонации. Если при штамповке и упрочнении взрывом, для повышения детонационного давления, обычно применяются бризантные ВВ, то в процессе сварки взрывом, как правило, используются низкоскоростные ВВ, метательная способность которых характеризуется более низким значением интегрального показателя политропы продуктов взрыва, чем у бризантных ВВ. Снижение скорости детонации достигается путем добавления к бризантным ВВ соединений, уменьшающих величины удельной энергии взрыва. При этом снижается температура продуктов детонации и изменяется их состав, что в первую очередь сказывается на значении интегрального показателя политропы. Нет никаких проблем для измерения таких характеристик ВВ как скорость детонации, массовая скорость, давление за детонационным фронтом, однако, в настоящее время отсутствуют надежные методы регистрации температуры продуктов детонации – важнейшего параметра, определяющего условия протекания химических процессов за фронтом детонационной волны. Также существенным для теплового режима в зоне сварного шва является теплообмен между продуктами детонации и контактирующей с ними метаемой пластиной, особенно в случае изготовления многослойного композиционного материала сваркой взрывом, путем метания одним зарядом ВВ пакета фольг. По-прежнему сложной остается и задача прямого измерения температуры жидких сред при ударно-волновом нагружении в области давлений ниже 30 ГПа, где пирометрические методы измерений, ввиду малого изменения температуры, неэффективны. Общим для этих задач является то, что плотности продуктов детонации и жидкостей в таких условиях имеют близкие значения ( $\sim 1...1,5 \text{ г/см}^3$ ), также близки и диапазоны давлений (2,5...10 ГПа). Поэтому, актуальным является разработка экспериментальных методов измерения температуры в ударно-сжатых жидких и газообразных, в том числе и реагирующих средах.

В данной работе рассматривается оригинальный метод измерения температуры в жидких и газообразных средах при их импульсном нагружении, основанный на использовании эффекта Зеебека. Чувствительный элемент датчика температуры представляет собой тонкостенное (185 мкм) цилиндрическое кольцо,

состоящее из двадцати последовательно соединенных медь-константановых термопар, размещенное в исследуемой среде так, что ось кольца перпендикулярна плоскости фронта ударной (или детонационной) волны. Каждый второй спай термопар покрыт теплозащитным тонким слоем бакелитового лака (30 мкм). В результате конвективного теплообмена открытые спаи термопар в течение  $\sim 1$  мкс нагреваются до температуры окружающей среды, в то время как защищенные спаи сохраняют свою начальную температуру. Возникающая при этом термо-ЭДС приводит к появлению электрического тока в кольце, величина которого измеряется индуктивным датчиком, расположенным вне зоны высокого давления и температуры. По регистрируемому значению максимального тока и предварительно измеренным сопротивлением кольца, а также коэффициента термо-ЭДС термопар, определяется температура спая, непосредственно контактирующего с исследуемой средой, а, следовательно, температура среды. Тестирование данного метода было проведено в экспериментах по измерению температуры воды при ударно-волновом нагружении до давления 7,8 ГПа. Измеренное значение скачка температуры оказалось равным  $340 \pm 150$  °С, что хорошо согласуется с теоретически предсказанной величиной скачка.

Работа поддержана грантом РФФИ 13-03-00791А и Программой фундаментальных исследований Президиума РАН П-02, проект 2.8.

## **ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА**

Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Пономарева И. А., Трудов А. Ф., Мирошникова Е. В.  
*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Сварка взрывом (СВ) является наиболее предпочтительным методом соединения разнородных материалов в промышленности, которая приводит к снижению металлоемкости деталей и конструкций, повышению эффективности и надежности их эксплуатации. Одной из перспективных и широко распространенных является система магний-алюминий, применяемая для изготовления переходников, предназначенных для сварки различных конструкций из разнородных металлов, корпусов, узлов и деталей космической аппаратуры, летательных аппаратов, химической, криогенной и атомной техники и т.д. [1...3]. Производство и эксплуатация композиционного материала (КМ) сопровождаются технологическими переделами и термическим воздействием, которые следует учитывать при расчете и

проектировании деталей и узлов.

Данная работа посвящена исследованию влияния термической обработки (ТО) при температуре 400 °С с выдержкой 4 часа на свойства КМ МА2-1–АД1 полученного СВ и деформированного изгибом.

Полученный СВ на оптимальных условиях двухслойный КМ МА2-1-АД1, подвергали изгибу по трехточечной схеме в холодном состоянии с инденторами Ø10 и 20 мм. При изгибе с деформациями растяжения преимущественно в АД1 оправкой Ø10 мм в зоне ее касания образца при максимальной нагрузке пластическая деформация на линии соединения составляла 16 %, а при использовании оправки Ø20 мм деформации незначительны. Пластическая деформация в зоне соединения магниево-алюминиевого КМ при изгибе с деформациями растяжения в МА2-1 составляет 15...16 % [4].

Металлографические исследования волнообразного профиля границы соединения показали, что синусоидальная форма волны у образца после СВ, с повышением степени деформации изменяется, интерметаллидные включения на границах раздела АД1 с МА2-1 отсутствуют. После ТО наблюдается наличие интерметаллидной прослойки в зоне соединения. Микротвердость прослойки, образовавшейся после ТО составляет 1,0 ГПа вне зависимости от направления и величины изгиба. При степенях деформации  $\varepsilon=2\%$  в магниевом слое формируются участки разупрочнения до 0,30 ГПа, а в алюминиевом – до 0,19 ГПа. Изменение содержания элементов в сформировавшейся в процессе ТО диффузионной зоны в сечении, перпендикулярном границе соединения, исследовали на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. К слоям основных металлов композита (АД1 и МА2-1) примыкают зоны ограниченных твердых растворов Al(Mg) и Mg(Al). Между ними формируется многослойная структура, включающая дальтони́д  $\beta\text{-Mg}_2\text{Al}_3$  и бертоли́д  $\gamma\text{-Mg}_{12}\text{Al}_{17}$ .

Послойный рентгенофазовый анализ показал, что ТО приводит к образованию фаз: AlMg,  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  на границе соединения. Металлографическим анализом установлено, что диффузия идет в сторону алюминиевого слоя, толщина прослойки составляет 120...130 мкм. Нагрев до 400 °С в течение 4 часов и возникающие при этом диффузионные процессы приводят к снижению структурных искажений кристаллической решетки: уровень микронапряжений достигает минимальных значений, а блоки мозаики укрупняются.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев. – ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – 328 с.
2. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич. – М.: Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
3. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун. – М.: Metallurgizdat, 2006. – 230 с.

Шморгун, Л. М. Гуревич. – ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.

4. Гуревич, Л. М. Влияние деформации изгиба на микромеханические свойства композита системы магний-алюминий, полученного сваркой взрывом. / Л.М. Гуревич, В.Н. Арисова, Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. А. Пономарева, Е. В. Мирошникова// Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Изв.ВолгГТУ, 2013г. – №15 (118).– С.37–43.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫТЯЖКИ ТРУБЧАТЫХ ПЕРЕХОДНИКОВ ИЗ ТОНКИХ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВЫХ ПЛАСТИН

Гуревич Л. М., Волчков В. М., Трыков Ю. П., Киселев О. С.  
*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Создание используемых для сварки плавлением деталей из разнородных металлов композиционных переходников является наиболее освоенной областью применения сварки взрывом (СВ). Получение трубчатых переходников вырезкой из толстых слоистых плит приводит к значительному увеличению себестоимости производства из-за низкого коэффициента использования металла.

Для получения цилиндрических и конических титано-алюминиевых переходников применяли технологический процесс, включающий неполную горячую прокатку сваренной взрывом многослойной заготовки на требуемую толщину, отжиг для повышения пластичности слоев, глубокую вытяжку стаканов и механическую обработку.

Возможности формоизменения листовой титано-алюминиевой заготовки при глубокой вытяжке ограничиваются разрушением в зонах действия наибольших растягивающих напряжения. Небольшая разница между пределами прочности  $\sigma_B$  и текучести  $\sigma_{0,2}$  для титана неблагоприятно отражается на обрабатываемости давлением при вытяжке, так как диапазон деформирования без разрушения достаточно узок.

Регулировать НДС в опасных участках можно изменением радиусов закругления на матрице и пуансоне. Для выбора радиусов закругления проводилось моделирование процесса вытяжки АМг6–АД1–ВТ1-0 при температуре 450 °С с использованием программного комплекса SIMULIA/Abaqus, содержащего модуль Abaqus/Explicit с явной схемой интегрирования методом конечных элементов для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Выбор температуры вытяжки объясняется наибольшей пластичностью алюминиевых поликристаллов при температуре 450...500 °С, отсутствием резкого роста размера

зерен в АД1 и АМг6 и алюминидов титана на границе слоев. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы слоев трехмерного деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися при росте локальной пластической деформации пределами текучести.

Устойчивая вытяжка при моделировании наблюдалась только при радиусе закругления матрицы  $\geq 10$  мм, меньшие величины приводили для стакана с внешним слоем из АМг6 к интенсивной деформации у донного закругления при  $R = 10$  мм, а при  $R = 8$  мм к прекращению деформации на радиусе закругления матрицы с удлинением вплоть до разрыва в районе донного закругления.

Моделирование показало возможность использования пуансонов с радиусами закругления от 5 до 20 мм. Увеличение радиуса позволяло уменьшить разнотолщинность формируемого стакана в цилиндрической зоне и в донном закруглении и повысить надежность протекания процесса вытяжки, однако радиус закругления пуансона 20 мм значительно увеличивал объем удаляемого металла при механической обработке.

Оптимизированные радиусы закруглений были использованы при проектировании оснастки для глубокой вытяжки стаканов из титано-алюминиевого композита. Полученные из отштампованных стаканов цилиндрические заготовки подвергались отжигу при  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ , после которого прочность соединения соответствовала наименее прочному из металлов – алюминию. Контроль ультразвуковым методом не выявил расслоений или разрушений в изготовленных переходниках длиной 32 мм с внутренним и наружным диаметрами 68 и 76 мм соответственно. Переходные элементы успешно прошли испытания на прочность гидравлическим давлением 0,2 МПа и на герметичность (натекание гелий-воздушной смеси под давлением 0,1 МПа не превышало  $2 \cdot 10^{-4}$  Па/с).

## МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СЛОИСТОГО МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИТА ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ТИТАНА С РАСПЛАВОМ АЛЮМИНИЯ

Гуревич Л. М.

*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Проведенные исследования возможности интенсификации процессов получения СМИК при взаимодействии титана с расплавом алюминия выявили механизмы формирования гетерогенного слоя из глобулярных частиц алюминидов с тонкими прослойками алюминия, позволяющие объяснить изменения кинетики его роста.

Формирование на границе расплав алюминия-твердый титан постепенно утолщающегося двухфазного слоя с высоким содержанием фрагментов алюминидов обнаруживалось при изучении процессов пайки титана алюминиевыми припоями. Mackowiak J., Shreir L. L., Slama G., Vignes A., Vecchio K. предложены механизмы формирования таких структур, которые можно разделить на три группы: механизмы осаждения, разрушения и реакции интерметаллидов с расплавом. Ни один из предложенных механизмов не объясняет изменения кинетики процессов формирования двухфазного слоя на различных стадиях.

На основе вышеуказанных механизмов и наблюдаемой в процессе наших исследований стадийной эволюции микроструктуры титано-алюминиевого композита при температурах выше плавления алюминия предложен следующий механизм протекания процессов, во многом связанный с наличием на границе соединения оксидных слоев с высокой дефектностью. Процесс массопереноса атомов титана и алюминия через границу раздела при наличии окисных пленок замедлен и преимущественно происходит в зоне их разрывов оксидных пленок. В локальных участках пересыщенного твердого раствора  $Ti(Al)$  возникают зародыши алюминидов различного состава, но наименьший размер критического зародыша у термодинамически наиболее вероятного  $TiAl_3$ . После возникновения зародышей с размером больше критического становится вероятным их рост, скорость которого вдоль плоскости стыка  $TiO_{2T} - Ti_T$  значительно выше, чем нормально к границе раздела. Одновременно атомы титана, прошедшие через разрывы окисной пленки, растворяются в расплаве алюминия до достижения предела растворимости.

После смыкания и нормального роста сплошной алюминидной прослойки за счет увеличения ее объема по сравнению с объемом исходного титана происходит фрагментирование окисной пленки, что приводит к увеличению сечения

каналов для транспорта атомов алюминия из расплава к поверхности образовавшейся прослойки интерметаллида титана. В зонах возникших каналов между фрагментами оксидной пленки происходит формирование и ускоренный рост зародышей интерметаллидной фазы.

Образование интерметаллида в объеме, ограниченном прореагировавшим титаном, приводит к дальнейшему разрушению оксидной пленки, отделяющей Тi от расплава алюминия, резкому увеличению внутренних напряжений, разрушению образующегося интерметаллида на отдельные фрагменты и их выдавливанию из реакционного объема. Фрагментированию интерметаллида способствует эффект Ребиндера. Фрагментирование интерметаллида с образованием капилляров, облегчающих доступ расплава алюминия практически до реакционной поверхности, приводят к ускорению процессов локализованного разрастания интерметаллидов вплоть до их смыкания и возникновения сплошной полосы фрагментов интерметаллидов, покрытых пленкой расплава алюминия.

Предложенный механизм структурообразования позволяет объяснить первоначальное вялое течение формирования сплошной интерметаллидной прослойки на границе титан-алюминий и последующее ускорение реакции при формировании и росте в расплаве полосы с фрагментами алюминидов.

## **МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОСТАЛЬНОГО КОМПОЗИТА С МЯГКОЙ ПРОСЛОЙКОЙ**

Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Голик А. А.

*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Идущие с 1963 года в ВолгГТУ исследования позволили разработать научные основы и принципиально новые технологические процессы получения титаностальных композитов многоцелевого назначения, включающих сварку взрывом (СВ) в сочетании с последующей обработкой давлением и термообработкой, нашедших применение в ответственных конструкциях новой техники, в приборостроении, энергетическом, криогенном, химическом машиностроении и других высокотехнологичных отраслях промышленности. Для ответственных композиционных соединений, подвергающихся в процессе изготовления или эксплуатации высокотемпературным воздействиям введение медно-ниобиевой прослойки в титаностальную композицию обеспечивало сохранение механических свойств без охрупчивания вследствие образования интерметаллидной прослойки при

нагревах до 1000 °С в течение нескольких часов по сравнению с допустимыми 500...600°С для непосредственного соединения ОТ4-1– 12Х18Н10Т. Закономерности изменения механических свойств композиций с мягкими прослойками во многом зависят от относительной толщины мягкой прослойки  $\chi = \delta/d$ , где  $\delta$  – толщина мягкой прослойки,  $d$  – поперечный размер испытываемого образца. Целью настоящей работы была проверка возможности моделирования методом конечных элементов поведения четырехслойного титано-стального композиционного материала с мягкой прослойкой в условиях растяжения.

Для верификации модели использовались ранее полученные результаты испытания образцов композита ОТ4-1–ниобий ВН2–медь М1–сталь 12Х18Н10Т. Возможность моделирования процессов растяжения цилиндрического образца Ø6 мм четырехслойного титаностального композита ОТ4-1 – ниобий ВН2–медь М1–сталь 12Х18Н10Т методом конечных элементов проверялась с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы слоев деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися пределами текучести  $\sigma_{0,2}$  при росте локальной пластической деформации по известным зависимостям. Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Для сокращения времени моделирования использовалась осевая симметрия цилиндрического тела и рассчитывались деформации в радиальном сечении. Толщина прослойки Cu варьировалась от 1,5 ( $\chi_{Cu} = 0,25$ ) до 0,08 мм ( $\chi_{Cu}=0,013$ ).

Проведенное моделирование показало, что в области  $\chi_{Cu} \geq 0,026$  разрушение при моделировании происходило по прослойке меди, но уменьшение ее относительной толщины сопровождалось ростом пластической деформации в ниобии, а напряжения Мизеса в слоях титана и стали на границах с комбинированной мягкой прослойкой превышали предел текучести. При относительной толщине меди  $\chi_{Cu} \leq 0,026$  происходило равномерное деформирование медной и ниобиевой прослоек. Уменьшение относительной толщины ниобиевой прослойки при постоянном значении  $\chi_{Cu} = 0,026$  не приводило к переносу разрушения на более прочные слои композита, но вызывало рост участков с высокими напряжениями Мизеса в слоях титана и стали на границах с комбинированной мягкой прослойкой и вовлечение их в пластическую деформацию (в первую очередь в титане ОТ4-1).

Уменьшение относительной толщины прослоек меди и ниобия вызывало рост расчетных значений напряжений, приводящих к разрушению образцов.

Сравнение значений прочности композита ОТ4-1–ниобий ВН2–медь М1–

сталь 12Х18Н10Т с различными относительными толщинами мягкой прослойки экспериментальных и полученных моделированием по методу конечных элементов показывает их хорошую корреляцию.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ AL И ZN ПОКРЫТИЙ НА НАГРЕВ ГРОЗОЗАЩИТНЫХ ТРОСОВ СО ВСТРОЕННЫМИ ВОЛС В РЕЖИМЕ КОРОТКОГО ЗАМЫКАНИЯ**

Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Проничев Д. В., Трунов М. Д., Ястребов В. М.  
*Волгоградский государственный технический университет*

Широкое внедрение волоконно-оптических линии связи (ВОЛС) обусловлено их очевидными преимуществами по сравнению с проводными системами. Одним из способов внедрения ВОЛС является использование встраивания оптической линии связи в ЛЭП. Наибольший срок эксплуатации оптического кабеля достигается при его встраивании в грозозащитный трос (ОКГТ), используемый для защиты фазовых проводов от прямого попадания молнии, и является одним из наиболее распространенных способов прокладки ВОЛС. Такая конструкция имеет значительные экономические преимущества по сравнению с аналогами без оптического волокна.

Оптическое волокно в ОКГТ обычно находится внутри металлических трубок, вокруг которых навито различное число алюминиевых или стальных проволок. В случае использования стальных проволок, для придания коррозионной стойкости ОКГТ, составляющие провода покрывают цинком или алюминием. Эксплуатация ОКГТ может сопровождаться постепенным провисанием троса, вызванным ветровыми нагрузками, обледенением и другими факторами. В случае значительного провисания может возникнуть короткое замыкание троса на фазовый провод, в ходе которого по ОКГТ текут большие токи, вызывая нагрев троса, который может негативно отразиться на дальнейшей работе оптического волокна.

Целью данной работы стал анализ нагрева ОКГТ различных производителей, составляющие которого имеют алюминиевые или цинковые покрытия, вследствие короткого замыкания.

Чтобы найти температуру нагрева ОКГТ при коротком замыкании в системе COMSOL Multyphysics была создана конечноэлементная модель, описывающая протекание тока в поперечном сечении кабеля по уравнению:

$$(j\omega\sigma - \omega^2\epsilon_0\epsilon_r)\mathbf{A} + \nabla \times (\mu_0^{-1}\mu_r^{-1}\nabla \times \mathbf{A} - \mathbf{M}) = \mathbf{J}_e,$$

где  $\mathbf{A}$  – векторный потенциал электромагнитного поля,  $\mathbf{M}$  – вектор намагниченности,  $\mathbf{j}$  – плотность тока,  $\sigma$  – электропроводность,  $\omega$  – угловая частота,  $\epsilon_0$  – диэлектрическая проницаемость вакуума и,  $\mu_0$  – магнитная проницаемость вакуума,  $\mathbf{J}_e$  – плотность тока от внешних источников,  $\epsilon_r$  и  $\mu_r$  – относительные диэлектрическая и магнитная проницаемости среды,  $\nabla$  – оператор Набла.

Для нахождения температуры нагрева использовалось уравнение теплопроводности:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \times (\lambda \nabla T) + Q,$$

где  $\rho$  и  $C_p$  – соответственно плотность и теплоемкость материала,  $Q$  – мощность внутренних источников тепла,  $T$  – температура,  $t$  – время,  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности.

Мощность внутренних источников теплоты складывалась из индуктивных потерь  $Q_I$  и потерь на сопротивление  $Q_R$ :

$$Q = Q_R + Q_I.$$

В результате проведенных исследований выявлено, что провода с алюминиевым покрытием менее всего подвержены нагреву от прохождения токов короткого замыкания и уже при толщине покрытия 20 мкм снижают температуру нагрева оптического волокна до допустимого значения, тогда как цинковое покрытие также снижает температуру нагрева до допустимых значений, но при большей толщине.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛА АД1-СТ3

Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Трудов А. Ф., Трыков Ю. П., Трунов М. Д., Ястребов В. М.

*Волгоградский государственный технический университет*

Сталеалюминиевые композиты находят применение благодаря сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости, а так же возможности значительного удешевления конструкции. Из них изготавливают переходные элементы для соединения сварных конструкции корпуса и надстроек в судостроении, токоподводов в электролизерах при производстве алюминия, в хи-

мической промышленности алюминиевые резервуары футеруют нержавеющей сталью, в космических аппаратах используются в качестве термокомпенсационных систем.

Наиболее эффективными способами получения композитов алюминий-сталь являются прокатка и сварка взрывом. При сварке взрывом алюминия и стали основной проблемой является выбор режимов, исключающих появление хрупких интерметаллидных включений и прослоек, которые обладают низкими механическими свойствами и значительно снижают работоспособность композиционного материала. При этом сварка на режимах, исключающих образование интерметаллидов, может привести к формированию дискретных включений оплавленного металла, которые не оказывают значительного влияния на свойства материала.

Снижению работоспособности биметалла алюминий-сталь может способствовать нагрев, создающий условия для образования и роста интерметаллидных прослоек при соединении сваркой плавлением элементов конструкций с помощью сталеалюминиевых переходников или при длительном пропускании тока через стареалюминиевые соединения токоподводов в электролизерах в алюминиевом производстве.

Целью данной работы было изучение структуры и свойств оплавов, возникающих на границе соединения при сварке взрывом алюминия и стали на различных режимах, и их эволюции при последующей термической обработке.

Для проведения исследований сваркой взрывом по угловой схеме был получен сталеалюминиевый (АД1+Ст3) композиционный материал. Применённая схема и режимы сварки позволили реализовать при соударении пластин различные кинетические энергии, затраченные на пластическую деформацию на прилегающих к контактирующим поверхностям слоев металла ( $W_2$ ) в диапазоне от 1,8 до 2,2 МДж/м<sup>2</sup>. Образцы подвергали термообработке в печи типа СНОЛ при 350 °С в течение 1...10 ч, а также при 500 °С в течение 1ч.

Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 стандартным методом восстановленного отпечатка, при нагрузке 0,2Н. Исследования химического состава прослоек и оплавов производили на электронном сканирующем микроскопе Versa-3D. Металлографические исследования вели на оптическом микроскопе Olympus BX-61.

Определено, что структура оплавов, образующихся при сварке взрывом биметалла алюминий-сталь представляет собой эвтектику из пересыщенного твердого раствора на основе алюминия и включений интерметаллидной фазы размерами 0,5...3 мкм и обладающей твердостью до 2,6...2,7 ГПа.

Показано что выдержка, биметалла алюминий-сталь при температуре 350 °С, длительностью до 10 часов не вызывает значительных изменений структуры и свойств основных слоев композита при любых значениях  $W_2$ . Термическая обработка при 350 °С приводит к повышению твердости оплавов на границе соединения, что связано с дисперсионным твердением и образованием в них твердых интерметаллидных фаз.

Установлено, что термическая обработка при 500 °С приводит к диффузии железа в оплав, с формированием со стороны стали интерметаллидной прослойки  $Fe_2Al_5$  твердостью 5,0...5,1 ГПа.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ КМ АЛЮМИНИЙ-МЕДЬ**

Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Проничев Д. В., Трунов М. Д., Земцова К. М.  
*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Известно, что при сварке взрывом (СВ) в околошовной зоне (ОШЗ) возможно формирование нескольких видов физической и химической неоднородностей, например, непровары, зоны максимального упрочнения (ЗМУ), локальные участки оплавленного металла. К наиболее опасным видам химической неоднородности относятся хрупкие локальные включения оплавленного металла, образующиеся при завышенных режимах СВ разнородных металлов. Наиболее часто для оценки теплоты, выделяемой в ОШЗ, а, следовательно, и возможности появления оплавов применяют параметр  $W_2$  – удельная кинетическая энергия, затраченная на пластическую деформацию прилегающих к границе соединения слоев соударяемых пластин. Появление физической и химической неоднородностей изменяет не только механические, но и теплофизические свойства сваренных взрывом слоистых композитов, что особенно важно при изготовлении теплообменных и теплозащитных элементов, однако этот вопрос практически не освещается в технической литературе.

Целью настоящей работы является исследование влияния зоны максимального упрочнения и оплавов, возникающих при сварке взрывом, на теплопроводность композита алюминий-медь, одного из наиболее перспективных для изготовления теплообменной аппаратуры.

Исследования проводили на биметалле АД1+М1, полученном СВ на режи-

мах, обеспечивающих реализацию изменения энергии  $W_2$  в диапазоне 0,8...2,3 МДж/м<sup>2</sup>. Исследования микроструктуры осуществлялись на модульном моторизованном микроскопе Olympus BX-61. Измерения микротвердости проводились методом восстановленного отпечатка на микротвердомере ПМТ-3. Эквивалентный коэффициент теплопроводности определялся на компьютерном измерителе Теплофон КИТ-02ц.

Проведенные исследования показали возможность формирования четырех типов микроструктур на границе соединения сваренных взрывом алюминия и меди при варьировании в широком диапазоне энергии  $W_2$ .

Показано, что химический состав и структура оплавов зависят от энергии затраченной на пластическую деформацию пластин алюминия и меди. С повышением энергии  $W_2$  растет объем оплавленного металла, начиная с  $W_2=1,7$  МДж/м<sup>2</sup> в оплавах остаются фрагменты алюминия и меди, не успевшие перейти в интерметаллидную фазу. Остальной объем оплава представляет собой смесь алюминия и интерметаллидов. При малых  $W_2$  (0,8...1,0 МДж/м<sup>2</sup>) образуются интерметаллиды  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{CuAl}$ , придающие высокую твердость оплавам (до 5 ГПа). При более высоких  $W_2$  объем и время существования оплавленного металла последовательно увеличиваются из-за чего состав оплава больше соответствует равновесному – алюминий и  $\Theta$ -фаза. Проведенные исследования микротвердости оплавов, формирующихся на границе соединения при сварке взрывом, позволили установить ее зависимость от энергии, пошедшей на совместную пластическую деформацию металлов. Установлено, что при энергии  $W_2 = 0,9...1,0$  МДж/м<sup>2</sup> наблюдается максимум твердости, которая достигает 5 ГПа. Далее твердость оплавов снижается и в интервале  $W_2=1,2...2,3$  МДж/м<sup>2</sup> стабилизируется на уровне 2 ГПа, а в последней зоне твердость оплавов падает до 1,5...1,6 ГПа.

Такие изменения объясняются различием химического и фазового состава оплавов, поскольку увеличение энергии  $W_2$  сопровождается ростом выделения тепла и объема металла, перешедшего в жидкое состояние при сварке, и как следствие, условий протекания диффузионных процессов.

Изучено влияние физической и химической неоднородности на эффективный коэффициент теплопроводности сваренного взрывом слоистого композита алюминий-медь и определены коэффициенты теплопроводности околошовной зоны при различных энергиях  $W_2$ .

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ ТРЕХСЛОЙНЫХ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Гуревич Л. М., Голик А. А.

*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Целью настоящей работы являлось моделирование поведения при растяжении трехслойного титано-алюминиевого композита, состоящего из слоев ВТ6С, АД1 и Д20 толщинами 10, 0,4 и 10 мм соответственно с концентраторами напряжений различного профиля. Выбранная толщина алюминиевой прослойки приводила, вследствие контактного упрочнения, к разрушению натурных образцов по слою дюралюминия Д20.

Для моделирования процессов растяжения цилиндрического образца Ø6 мм использовался модуль Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus, использующий явную схему интегрирования методом конечных элементов и предназначенный для решения сильно нелинейных переходных быстропротекающих динамических процессов. Материалы слоев деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися пределами текучести  $\sigma_{0,2}$  при росте локальной пластической деформации по известным зависимостям. Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Для сокращения времени моделирования использовалась осевая симметрия цилиндрического тела и рассчитывались деформации в радиальном сечении. Образец закреплялся у верхнего торца, а нижний торец вытягивался со скоростью 0,3 мм/с в течение 20 секунд. Размер ячейки конечно-элементарной сетки 0,05 мм по всему сечению, а в зоне концентратора напряжений размер элементарной ячейки уменьшен до 0,005 мм для достижения необходимой точности в процессе расчета.

На рис. 1 представлена варианты разрушения при одноосном растяжения образцов без концентраторов и с концентраторами напряжений различного профиля и распределение напряжений Мизеса по сечению образцов.

По результатам расчета были получены зависимости диаграммы растяжения «деформация-напряжения» для цилиндрических образцов с различными вариантами концентратора. Показано, что наличие концентратора в тонкой пластичной прослойке Al практически не влияло на предел прочности композиционного материала, существенно изменяло величину деформации, при которой происходило возникновение ячеек с недопустимой скоростью деформации.

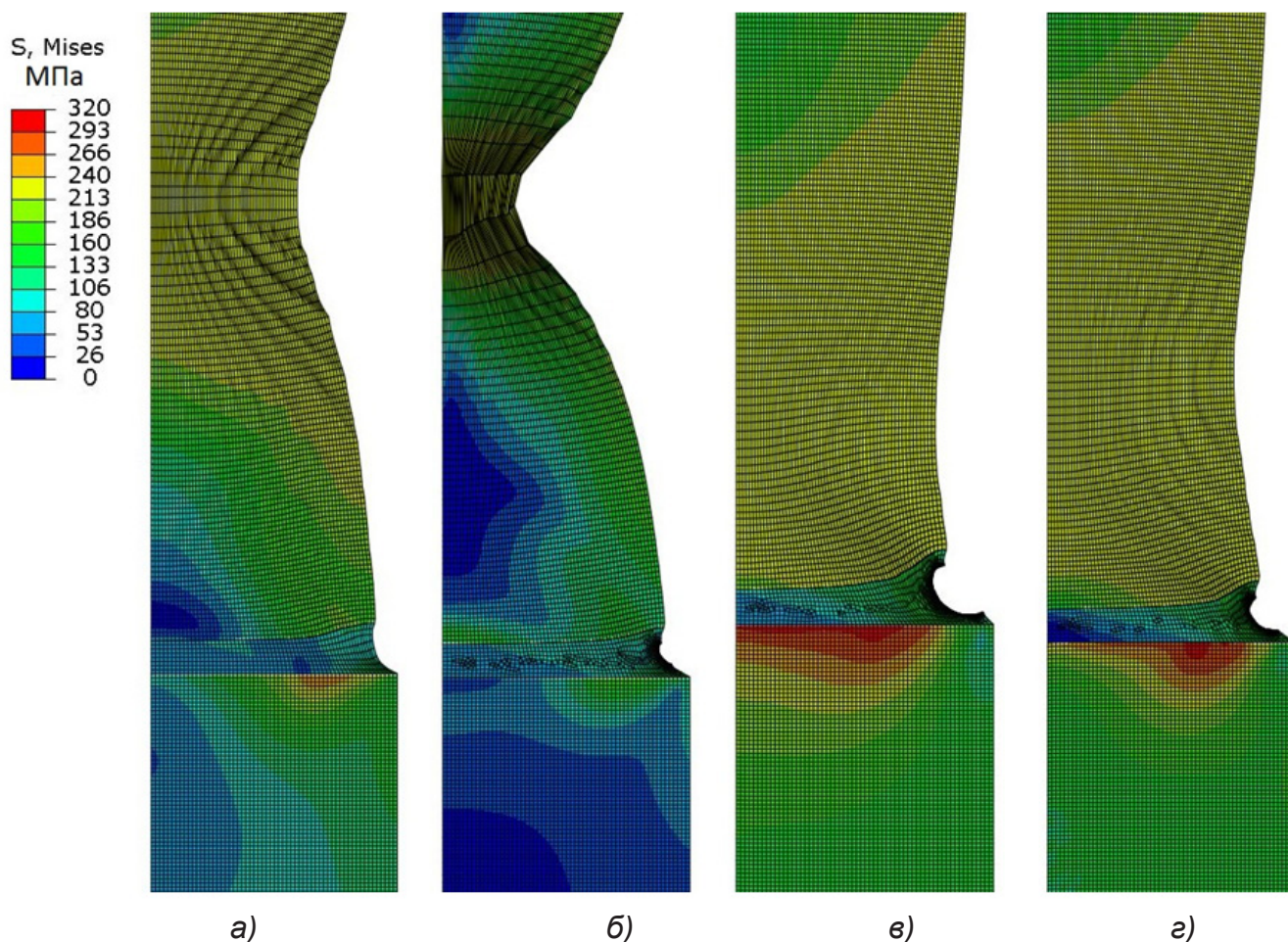


Рис. 1. Варианты разрушения при одноосном растяжении образцов:

а – без концентратора напряжений, б – в – соответственно, круглая, квадратная и коническая проточка

## СВАРКА ВЗРЫВОМ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЛИСТОВ ЛАТУНИ СО СТАЛЬЮ

Денисов И. В., Первухина О. Л., Первухин Л. Б.\*  
 ИСМАН, г. Черноголовка, [ingener.denisov@yandex.ru](mailto:ingener.denisov@yandex.ru)  
 \*ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск

В атомном и энергетическом машиностроении широко применяются биметаллы с плакирующими слоями из коррозионностойкой стали, титана, меди и латуни. В кожухотрубном теплообменнике трубная решётка изготавливается из биметалла в частности латунь+сталь. Толщина плакирующего слоя из латуни варьируется в пределах от 10 до 14 мм и площадью от 1 до 3 м<sup>2</sup>. Латунь относится к материалам, которые хорошо соединяются со сталью при сварке взрывом. Од-

нако опыт плакирования латунию Л63 толщиной 10...14 мм стальных крупногабаритных листов показал, что на режимах, принятых для сварки взрывом сталей, на расстоянии свыше 1 м от начала процесса могут появиться дефекты в виде несплошностей. Вскрытие этих участков показало, что поверхность латуни покрыта веществом светло-серого цвета, а поверхность стали желтого цвета, идентичного цвету латуни. Увеличение скорости соударения, величины заряда уменьшает длину качественного сварного соединения.

При проведении расчётов параметров ударно-сжатого газа и глубины прогрева свариваемых поверхностей по методикам [1, 2] приняты следующие исходные параметры: размеры листов 2000 x 4000 мм, скорость детонации взрывчатого вещества 3000...4000 м/с, толщина латуни 10...14 мм. Расчёты показали, что при скорости точки контакта более 3500 м/с поверхность латуни прогревается на глубину более 50 мкм до температуры 1000 °С. Снижение скорости точки контакта и скорости метания позволяет снизить расчетную глубину прогрева латуни до 10 мкм на расстоянии 2500 мм от начала процесса.

Из зон прочного соединения биметалла и зон дефектов сплошности были отобраны образцы, структуру которых изучили методами оптической и электронной микроскопии, рентгеновского микроанализа. В результате металлографических исследований биметалла установлено, что с удалением от начала процесса в соединении увеличивается количество литых включений. В зоне, прилегающей к дефектам сплошности, наблюдается образование литых включений сплошной полосой с большим количеством пор. Следует отметить, что практически прекращается процесс волнообразования. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в этих зонах возрастает содержание цинка.

На поверхности латуни, взятой из участков несплошности, выявлено образование светло-серого слоя пористого материала (рис. 1) переменного по толщине и составу. Пористый материал, прилегающий к поверхности латуни, состоит из расплава латуни с повышенным содержанием цинка и содержит дисперсные включения железа. Его поверхностный слой состоит из чистого цинка и оксидов. Выявлено, что при контакте паров с холодной поверхностью латуни и стали происходит конденсация жидкого слоя Zn и его оксидов на поверхности латуни, а расплавленных частиц латуни на поверхности стали.

Показано, что поскольку, в качестве плакирующего слоя применяются сплавы, содержащие легкоплавкие компоненты, такие как цинк, выбор режима сварки должен быть проведен с учетом недопущения эффекта «эжекции». Поток ударно-сжатого газа с высоким давлением, движущийся в зазоре с большой скоростью, увлекает за собой среду низкого давления (легкоплавкие фазы), в ре-

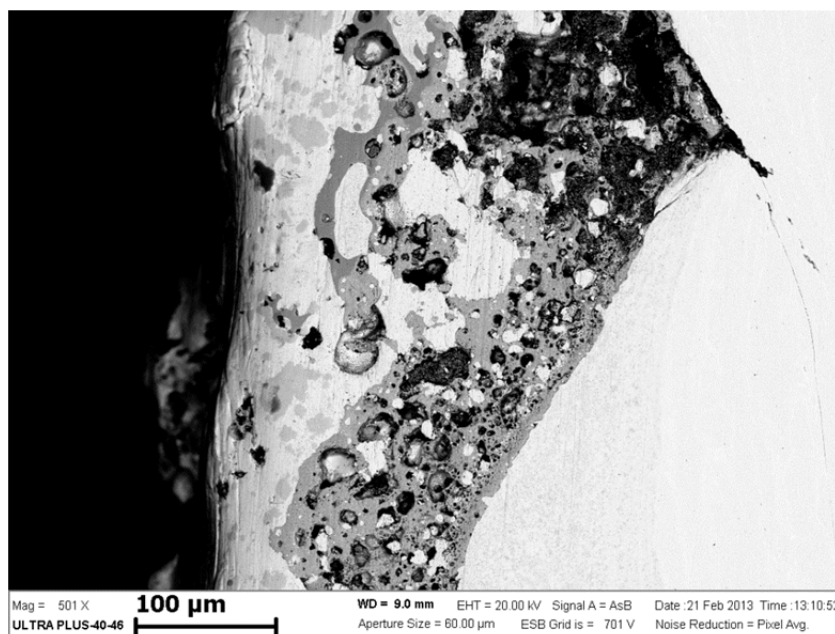


Рис. 1. Пористый слой на поверхности латуни

зультате чего снижается прочность соединения вплоть до непровара, а также нарушается фазовая (химическая) однородность слоев в околошовной зоне.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bondarenko S. Yu., Rikhter D. V., Pervukhina O. L. and Pervukhin L. B. Determination of the parameters of shock-compressed gas in the welding gap ahead of the contact point in explosion cladding //The Paton Welding Journal no.11, 2009, pp. 39-41.
2. Арсентьев И. В., Старик А. М., Титова. Н. С. Влияние неравновесного возбуждения колебательных и электронных состояний молекул за сильными ударными волнами и воздухе./ Сборник «Неравновесные физикохимические процессы в газовых потоках и новые принципы организации горения» / Под ред. А.М. Старика.- М.: ТОРУСС ПРЕСС, 2001.- 864 с.: ил

## НОВЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЗАГОТОВОК АТОМНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК, ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ И ОПЫТ ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

Дурынин В. А., Иодковский С. А., Куликов А. П., Щепкин И. А., Марков С. И.,

Лебедев А. Г., Барболин А. Н., Мальгинов А. Н.

ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», oms@cniitmash.ru

Разработка и освоение комплексной технологии производства ответственных изделий для атомного энергомашиностроения позволило

ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» разработать ряд новых технологических режимов, способных обеспечить снижение дисперсии и повышение абсолютных значений свойств, при параллельном увеличении технологичности и снижении металлоемкости изделий.

Среди таких технологических режимов:

1) технология производства особо чистой стали, содержащей менее 0,001% S, 0,003 % P, 0,0001 % N; контроль активности кислорода (менее 10 ppm), получение низкого содержания неметаллических включений при их заданном составе;

2) разливка стали в оптимизированную разливочную оснастку с защитой струи металла от вторичного окисления, освоена технология производства крупных вакуумных слитков массой до 420 тонн, сифонных слитков массой до 140 тонн и полых слитков;

3) технологияковки удлиненных корпусных обечаек высотой до 6300 мм и толстостенных труб длиной до 8900 мм, технологияковки разнотолщинных корпусных обечаек, технология секционнойковки-штамповки днищ, технология и оборудование для выштамповки патрубков;

4) режимы термической обработки по фактическому химическому составу и по расчётному размеру зерна после деформации позволяют уменьшить цикл термической обработки, и обеспечить переходную (критическую) температуру хрупкости  $T_{к0} - 90\text{ }^{\circ}\text{C}$  и ниже.

Освоение и внедрение технологии проводилось на: ООО «ОМЗ-Спецсталь» (Санкт-Петербург), ПАО «ЭМСС» (г. Краматорск, Украина), ОАО «ПМЗ» (г. Петрозаводск), «Атоммаш» (г. Волгоград).

## **ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧАСТИЦАМИ КАРБОНИТРИДА ТИТАНА НА КИНЕТИКУ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА**

Еремин Е. Н., Филиппов Ю. О., Бородихин С. А., Куземцев А. Н.  
*Омский государственный технический университет, weld\_techn@mail.ru*

Для установления закономерностей кристаллических процессов никелевого сплава при его комплексном модифицировании частицами карбонитрида титана и оценки его эффективности, исследовали фазовые превращения методами термического анализа.

При образовании и кристаллизации первичного переходного слоя на инокуляторах должно выделяться тепло, которое может быть зафиксировано с помощью методов термографии. При этом, как на кривой нагрева, так и на кривой охлаждения расплава будут наблюдаться изломы, свидетельствующие о выделении энергии и указывающие на протекание фазовых превращений [1].

Исследование методом ДСК проводили на приборе NETZSCH STA 409 PC в аргоне при скоростях нагрева и охлаждения 10 К/мин. Вес образцов составлял 27,64 мг – для немодифицированного образца и 34,66 мг – для модифицированного.

Анализ ДСК-кривых нагрева (рис.) показал, что в немодифицированном сплаве пик плавления эвтектики соответствует температуре 1346,4 °С. У модифицированного сплава процесс смещается в сторону более низких температур и начало превращения ниже, чем в немодифицированном сплаве, на 31 °С, а пик соответствует температуре 1334,1 °С.

Температурному интервалу плавления предшествует интервал растворения  $\gamma'$ -фазы. Характерным для процесса растворения  $\gamma'$ -фазы является увеличение, по мере роста температуры, интенсивности фазового превращения. Однако на фоне этой общей тенденции может наблюдаться наличие двух и более стадий этого процесса [2]. На ДСК-кривой нагрева немодифицированного сплава наблюдается стадийность процесса растворения  $\gamma'$ -фазы с ярко выраженным эндогенным пиком при температуре 1196,5 °С и энтальпией 31,87 Дж/г. В модифицированном сплаве растворение  $\gamma'$ -фазы происходит с небольшим эндогенным эффектом при минимальной энтальпии.

Температура солидус на термической кривой охлаждения определяется как конец отклонения кривой отклика от базовой линии [1]. В модифицированном сплаве солидус соответствует температуре 1265 °С, а в немодифицированном 1246 °С. Таким образом, модифицирование сужает интервал кристаллизации сплава на 18 °С. Кроме того, темп кристаллизации в начальный период в мо-

дифицированном сплаве значительно выше.

Сопоставляя полученные результаты, можно выделить следующие особенности кристаллизации модифицированного сплава:

- темп выделения твердой фазы в модифицированном металле в начальный период кристаллизации выше, чем в немодифицированном;
- интервал кристаллизации фаз в модифицированном сплаве на 18 °С меньше, чем в немодифицированном.

Таким образом, изучение и анализ кинетики кристаллизации расплавов показали, что модифицирование сплавов комплексными добавками приводит к изменению строения расплава, условий кристаллизаций и выделения основных и избыточных фаз.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Вертоградский, В. А. Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методами ДТА [Текст] / В. А. Вертоградский, Т. П. Рыкова // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. – М: Наука, 1984. – С. 223–227.
2. Петрушин, Н. В. Зависимость температур фазовых превращений и структуры жаропрочных никелевых сплавов от температуры нагрева расплавов [Текст] / Н. В. Петрушин, Е. Р. Черкасова // Металловедение и термическая обработка металлов. – № 1. – 1993. – С. 31–33.

## ВЛИЯНИЕ БОРИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПОЛУЧЕННОГО ПРОВОЛОКОЙ 0Н13М5Х4ФСТЮ

Еремин Е. Н., Лосев А. С., Маталасова А. Е., Гуржий А. С.  
*Омский государственный технический университет, weld\_techn@mail.ru*

Повышение стойкости штампового инструмента за счет изготовления его из износостойких сталей с точки зрения экономической целесообразности почти исчерпало свои потенциальные возможности. Процессы наплавки позволяют изготавливать не только новые штампы, но и дают возможность многократно ремонтировать изношенные инструменты при минимальных материальных затратах [1].

В данной работе приведены результаты исследования теплостойкости наплавленного металла, полученного порошковой проволокой 0Н13М5Х4ФСТЮ с тугоплавкими соединениями бора ( $B_4C$ ,  $TiB_2$ ,  $ZrB_2$ ). Для сравнения также определялась теплостойкость серийно выпускающихся наплавочных материалов компании Castolin-Eutectic, (Германия), предназначенных для упрочнения штамповой оснастки: электроды Castolin 6 – Ø 2,5 мм (80M10X5B2Ф2С) и Castolin XHD 6806 – Ø 3,2 мм (35B8X3ФСГ); проволокой CastoMag 45355 – Ø 1,2 мм (0Н18К12М4ТС). Металл получали наплавкой в 3 слоя на пластины из стали Ст3

размером 200 × 50 × 10 мм без предварительного подогрева.

Испытание теплостойкости наплавленного металла, проводили по изменению его твердости после отпуска в интервале температур от 450 до 750 °С при выдержке 2 часа. Как показали исследования, наплавленный металл полученный порошковой проволокой 0Н13М5Х4ФСТЮ с боридами по теплостойкости при температурах до 650 °С находится на уровне металла наплавленного электродами Castolin 6, а при более высоких температурах значительно превосходит все исследуемые наплавочные материалы. Результаты испытаний на теплостойкость приведены в таблице.

Таблица

Результаты испытаний на теплостойкость

| Наплавочный материал    | Твердость наплав. металла HRC после отпуска при температуре, °С |     |     |     |
|-------------------------|-----------------------------------------------------------------|-----|-----|-----|
|                         | 450                                                             | 550 | 650 | 750 |
| Castolin 6              | 61                                                              | 60  | 52  | 34  |
| Castolin XHD 6806       | 46                                                              | 43  | 36  | 32  |
| CastoMag 45355          | 54                                                              | 52  | 43  | 35  |
| 0Н13М5Х4ФСТЮ с боридами | 56                                                              | 55  | 50  | 45  |

Такие значения теплостойкости исследуемых наплавочных материалов можно связать с их различием в составе и характере образующихся упрочняющих фаз, а также предельной температурой фазовых  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  – превращений.

Упрочнение наплавленного металла порошковой проволокой 0Н13М5Х4ФСТЮ с боридами, в отличие от обычных мартенситно-старееющих сталей, происходит за счет выделения мелкодисперсных интерметаллидных фаз Лавеса  $(\text{Fe}, \text{V}, \text{Si})_2(\text{Mo}, \text{Ti})$  и высокопрочных труднорастворимых карбоборидных фаз  $(\text{Ti}, \text{Mo}, \text{Fe}, \text{V})_{23}(\text{C}, \text{B})_6$  и  $(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mo}, \text{Ti})_7(\text{C}, \text{B})_3$ . Кроме этого введение боридов в данный металл приводит к образованию карбоборидной эвтектики  $(\text{Fe}, \text{Ti}, \text{Mo})_3(\text{C}, \text{B})$ , имеющей скелетообразный характер и зернограничное расположение [2]. В этом случае не происходит коагуляция упрочняющих фаз и расслоение твердого раствора, что и определяет его высокие показатели теплостойкости.

Таким образом, введение боридов ( $\text{B}_4\text{C}$ ,  $\text{TiB}_2$ ,  $\text{ZrB}_2$ ) в состав порошковой проволоки на основе мартенситно-старееющей стали 0Н13М5Х4ФСТЮ, позволяют значительно повысить ее теплостойкость до 750 °С. Применение данной проволоки, в качестве наплавочного материала, позволит существенно повысить работоспособность штамповой оснастки и узлов металлургического оборудования, работающих в условиях многократно изменяющихся температур.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Соколов, Г. Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для

горячего деформирования сталей [Текст] / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак. – Волгоград : ВолгГТУ, 2005. – 284 с.

2. Еремин, Е. Н. Влияние боридных соединений на структуру и свойства мартенситно-стареющей штамповой стали, наплавленной порошковой проволокой [Текст] / Е. Н. Еремин, А. С. Лосев // Сварка и диагностика. – 2013. – № 3. – С. 32–35.

## **СОВРЕМЕННЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ МАССОВЫХ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ СТАЛЕЙ**

Зайцев А. И., Родионова И. Г.

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П.Бардина,  
г. Москва, aizaitsev@mtu-net.ru*

В настоящее время имеет место быстрый кратный рост требований к уровню, стабильности технологических и служебных свойств, эксплуатационной надежности массовых высококачественных сталей. Это может быть обеспечено только благодаря разработке и использованию принципиально новых методов достижения необходимого структурного состояния металла. Ключевая роль среди них принадлежит управлению типом, количеством, размером и морфологией (инженерии) неметаллических включений, выделений неметаллических избыточных фаз, структурных, наноструктурных составляющих, содержанием и формами присутствия примесей на всех стадиях производства стали от выплавки до получения готового проката. Для их реализации разработаны адекватные физико-химические модели металлургических процессов и эффективные технологические приемы обработки, позволяющие контролировать структурное состояние и свойства металла на всех этапах производства, в том числе, выбирать оптимальные значения технологических параметров следующего передела по результатам выполнения предыдущего. На основании созданной научной базы и выполненного большого объема прикладных исследований, разработан и реализован в промышленном производстве целый ряд (более 15) прогрессивных энерго- и ресурсосберегающих технологий производства автолистовых, трубных, плакированных и других типов сталей с увеличенными в 1,5...5 раз показателями уровня и стабильности технологических, служебных свойств и сниженной более чем в 2...3 раза отсортировкой металлопродукции по различным типам дефектов, механическим свойствам, высоким качеством поверхности.

Настоящая работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант номер 13-08-00621)

## **ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ НАПОЛНЕНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И УПРОЧНЕНИЕ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ**

Зерщиков К. Ю.

ООО «Константа-2» г. Волгоград, [secret@constanta-2.ru](mailto:secret@constanta-2.ru)

Композиционные материалы с полимерной матрицей находят все большее применение, так как позволяют в широких пределах варьировать конечные свойства продукта. Поэтому изучение возможностей целенаправленного воздействия на параметры композита и следовательно на его свойства открывает новые возможности получения материалов с заранее заданными свойствами.

Частицы наполнителя и полимера связаны силами межмолекулярного взаимодействия, величина которых зависит от площади контакта и сближения частиц матрицы и наполнителя. Таким образом, основными структурными характеристиками композиционного материала, определяющими его свойства, являются площадь контакта и расстояние между частицами наполнителя.

На основе теоретического анализа разработана расчетная методика, позволяющая исходя из размеров, формы и количества наполнителя рассчитывать вышеобозначенные структурные характеристики дисперсно-наполненных композитов. Проведенные расчеты показывают, что с увеличением объемного содержания наполнителя и уменьшением размеров его частиц растет номинальная площадь взаимодействия и снижается расстояние между ними, что должно приводить к интенсификации контактов. Однако на основании этого еще нельзя сделать окончательного вывода о величинах, обеспечивающих максимальное упрочнение композиционного материала, так как рассчитываемая площадь контакта является номинальной величиной. Фактическая же площадь контакта зависит также от смачиваемости расплавом полимера поверхности наполнителя, что может вести, особенно в условиях фторопластовой матрицы, к ее снижению. Уровень взаимодействия зависит также от величины ван-дер-ваальсовых сил, задаваемых составом материалов, входящих в композит.

Для проверки высказанных предположений исследовали композиционные материалы на основе фторопласта, полиэфирэфиркетона и полифениленсульфида с термо- и коррозионностойкими наполнителями: слюдой, графитом, стеклошариками, стеловолокном и углеволоком. Экспериментальные исследования физико-механических свойств показали рост пределов текучести при сжатии и растяжении с переходом от низкоэнергетической матрицы к матрицам с более высокой поверхностной энергией. В сочетании с ростом модуля упругости это по-

зволит применять эти материалы в оборудовании с более высокими параметрами.

Наблюдается закономерный переход от пластического к хрупкому разрушению с ростом объемного наполнения, что обусловлено снижением пластичности матрицы с ростом содержания наполнителя, однако зависимость немонотонна.

Снижение относительного удлинения при разрыве с ростом наполнения наполнителями объясняется влиянием геометрического фактора - на единице длины композита, подвергающегося растяжению, оказывается существенно меньше полимера, который способен деформироваться при заданном уровне нагружения, тогда как наполнитель считается недеформируемым.

Рост объемного наполнения обуславливает снижение подвижности структурных элементов полимера, что приводит к упрочнению, а также увеличению температур текучести композитов и соответствующему подъему такой важной эксплуатационной характеристики – теплостойкости.

Изучение таких показателей как электропроводность, водопоглощение и коэффициент упрочнения позволяет разобраться в закономерностях упрочнения матрицы при введении недеформируемых наполнителей. Упрочнение композитов при наполнении растет с ростом величины адгезионного взаимодействия матрицы и наполнителя, достигаемой структурными и физико-химическими факторами.

Проведенные исследования и разработанная расчетная методика показывают, наполнители какого размера при заданной форме частиц и в каком количестве надо вводить в полимер для достижения минимального расстояния между частицами и максимальной площади контактирования и получения максимально возможных эксплуатационных свойств. Таким образом, полученные результаты позволяют установить взаимно однозначную зависимость между составом композиционного материала, его структурными характеристиками и конечными физико-механическими свойствами, на основе которых уже определяются эксплуатационные показатели.

На основе полученных закономерностей спроектированы и изготовлены композиты на основе высокотехнологичных полимеров для высоких параметров эксплуатации энергетического и нефтегазового оборудования.

## **МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ СЛИТКА, ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

Иванов И. А., Ромашкин А. Н., Дуб В. С., Марков С. И., Мальгинов А. Н.,

Толстых Д. С., Эхвая Г. А., Макарычева Е. В.  
ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», oms@cniitmash.ru

В ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» на основании компьютерного моделирования проведено комплексное изучение эволюции зеренной структуры в процессе заготовительного производства заготовок корпуса реактора ВВЭР-ТОИ. Проведенное исследование позволило разработать технологические рекомендации производства заготовок корпуса реактора ВВЭР-ТОИ.

На первом этапе была проведена оценка характеристик дендритной структуры кузнечных слитков различной геометрии. В результате была получена информация об изменении расстояний между осями дендритов по сечению слитков.

На основании информации о межосных расстояниях был рассчитан размер первичного аустенитного зерна. Эта информация была использована в качестве исходных данных при моделировании эволюции зеренной структуры в процессе кузнечно-штампового передела. В результате было показано, что при штамповке в результате динамической рекристаллизации величина исходного зерна в большей части изделия (70...80%) может быть снижена в 3...5 раз.

Полученные характеристики аустенитного зерна после термодетформационного передела и имеющаяся взаимосвязь между размерами зерна до и после термической обработки с продолжительностью изотермического распада аустенита позволили скорректировать цикл предварительной термической обработки заготовок корпуса реактора ВВЭР-ТОИ.

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ6 ПОДВЕРГНУТОГО ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Изобелло А. Ю., Басалай А. В., Данильчик И. К.

ГНУ «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси»,  
г. Минск, Республика Беларусь

В настоящее время титан и его сплавы широко применяются для создания имплантатов [1]. Наиболее широкое применение в качестве компонентов эндопротезов нашел сплав титана ВТ6 (международный аналог Ti-6Al-4V), который обладает комплексом биохимических и физико-механических свойств, удовлетворяющих медико-техническим требованиям [2].

Как конструкционные особенности, так и прочность материала, из которого изготавливается протез, должны обеспечивать долговременное функционирование его без поломок. Поэтому важной характеристикой эндопротеза, является однородность физико-механических свойств по всему объему. В связи с этим, целью настоящей работы являлось исследование изменения структуры и механических свойств двухфазного ( $\alpha+\beta$ ) – сплава ВТ6 в зависимости от параметров деформационной обработки, которая соответствует реальным условиям изготовления поковок ножек эндопротезов тазобедренного сустава.

В качестве материала для исследования использовался пруток сплава ВТ6 диаметром  $D=20$  мм. Для изготовления образцов были вырезаны заготовки соответствующей высоты, чтобы получить образцы с разной степенью деформации (0 %, 30%, 50%, 70%). Осадку осуществляли между двумя плоскими плитами. Пе-

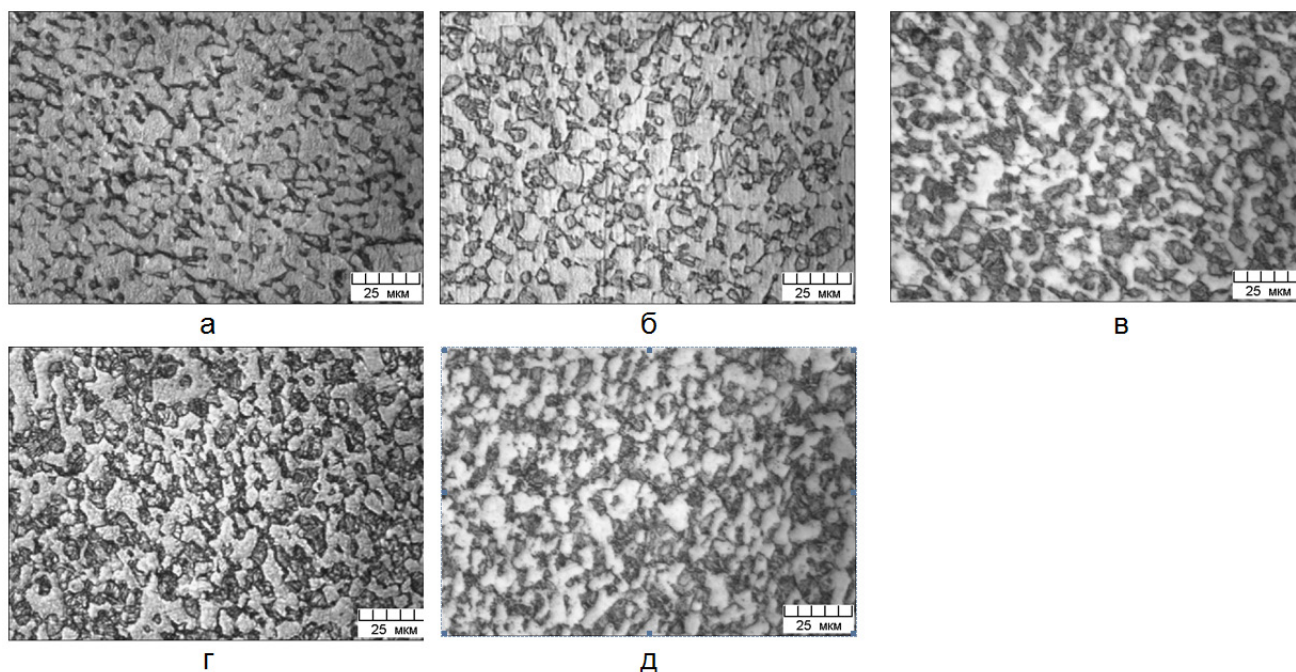


Рис. 1. Микроструктура образцов сплава ВТ-6 в состоянии поставки (а); после осадки с предварительным нагревом до 950 °С при  $\varepsilon=0$  % (б),  $\varepsilon=30$  % (в),  $\varepsilon=50$  % (г),  $\varepsilon=70$  % (д)

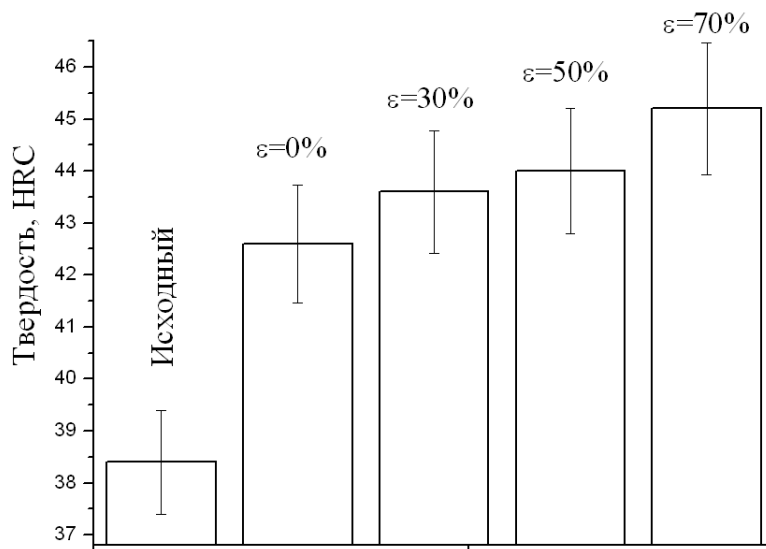


Рис. 1. Микроструктура образцов сплава ВТ-6 в состоянии поставки (а); после осадки с предварительным нагревом до 950 °С при  $\varepsilon=0\%$  (б),  $\varepsilon=30\%$  (в),  $\varepsilon=50\%$  (г),  $\varepsilon=70\%$  (д)

перед осадкой образцы нагревали в печи до температуры 950 °С.

На рис. 1 представлена микроструктура исследуемых образцов сплава ВТ6. Анализ микроструктуры и фазового состава показал, что структуру исходного образца составляет  $\alpha$ -фаза с небольшим количеством  $\beta$ -фазы (рис. 1, а). При осадке образцов с нагревом до температуры 950 °С (рис. 1, б-д) количество  $\beta$ -фазы увеличивается, а с увеличением степени осадки количество  $\beta$ -фазы в структуре сплава еще больше возрастает и достигает примерно соотношения с  $\alpha$ -фазой 50 на 50% (рис. 1, г, д). Возможной причиной этому является тепловой эффект деформации. В результате дополнительного тепловыделения температура в местах максимальных деформаций может приближаться и даже превышать температуру полиморфного  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения сплава (для ВТ6 970 °С), что способствует увеличению количества  $\beta$ -фазы в структуре сплава.

Для оценки изменения механических свойств сплава ВТ6, подвергнутого термомеханической обработке, проведены измерения твердости. Результаты измерений, как среднеарифметические значения по 5 показаниям прибора, представлены на рис. 2. В зависимости от степени осадки при температуре 950 °С твердость исследуемых образцов составила 42,6...45,2 HRC. Таким образом, повышение степени деформации при деформировании в области ниже температур фазового превращения обеспечивает получение однородной мелкозернистой структуры двухфазного титанового сплава с наибольшим значением твердости.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Liu X., Chu P.K., Ding Ch. Surface modification of titanium, titanium alloys and related materials for biomedical applications. Mater. Sci. and Eng. R., 2004, v. 47, p. 49 – 121.
2. International standart. Implants for surgery – metallic materials. ISO 5832.

## СОЗДАНИЕ МОДЕЛИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СВОЙСТВ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ АРМИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ ТИТАН-АЛЮМИНИЙ

Крюков Д. Б., Гуськов М. С., Заварцев Н. Ю.

ФГБОУ ВПО «Пензенский государственный университет», *AspirantSLPiM@yandex.ru*

Слоистые композиционные материалы являются представителем такого рода материалов, которые сочетают в себе большинство преимуществ составляющих их компонентов и лишены недостатков, присущих каждому из них в отдельности [1]. Перспективным способом упрочнения такого рода композиционных материалов является использование армирующих промежуточных слоев из более прочных материалов. С учетом того, что геометрические параметры и конфигурация промежуточного армирующего слоя оказывает влияние на характер физико-механических свойств композиционного материала, авторами был проведен анализ, в ходе которого было установлено, что наиболее рациональным с точки зрения перераспределения внутренних напряжений в композиционном материале является использование перфорированных промежуточных армирующих слоев [2].

С целью оценки ожидаемого комплекса механических свойств композиционного армированного материала системы Ti-Al было принято решение о создании модели данного материала в программе SolidWorks с оценкой ожидаемого комплекса его механических характеристик. Программный продукт SolidWorks позволяет моделировать реальное приложение нагрузки к рабочим поверхностям композита, а также позволяет учитывать глобальный контакт между поверхностями листовых материалов внутри композиционного материала.

В ходе моделирования было проведено испытание на одноосное растяжение. Критерием определения максимально допустимой нагрузки являлся предел прочности наиболее прочного материала композита. Были определены значения предела прочности и коэффициента запаса прочности, а также построены эпюры напряженно-деформированного состояния, для всех моделей композиционных армированных материалов.

Основные результаты, полученные в ходе моделирования:

1) Значение предела прочности слоистого композиционного материала с армирующим перфорированным промежуточным слоем, составляет 591 МПа, что на 19 % выше, чем у технически чистого титана.

2) Разрушение композиционного материала происходит только после того, как напряжение превышает значение предела прочности наиболее прочного из материалов входящего в композицию.

3) Значения механических характеристик армированного композиционного материала не зависят от места вырезки образцов и характера их расположения.

Созданная математическая модель и проведенная с ее помощью оценка ожидаемого комплекса механических свойств композиционного армированного материала на основе системы Ti-Al показали высокую степень адекватности полученных значений имеющимся справочным данным.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Моделирование деформационного процесса в задачах армирования и сварки взрывом с применением программы LS-DYNA / А. В. Хорин, А. Е. Розен, И. С. Лось, А. Ю. Муйземнек, Е. А. Журавлев // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2010. – № 1 (13). – С. 123–133.

2. Крюков Д. Б., Чугунов С. Н., Кривенков А. О., Хорин А. В., Мурадов И. Б., Гуськов М. С. Технологические аспекты изготовления композиционных металлических материалов на основе алюминидов титана, полученных сваркой взрывом. Сб. ст. международной научно-практической конф. «Наука и образование в XXI веке», часть 14, Тамбов, Изд-во ТРОО «Бизнес-Наука-Общество», 2013, С. 55-56.

## ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА ГРАНИЦЕ СОЕДИНЕНИЯ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА

Кузьмин В. И., Лысак В. И., Харламов П. А., Елсуков С. К.  
*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

В последние годы сталеалюминиевые материалы находят широкое применение в различных отраслях промышленности в качестве переходных контактных элементов и узлов за счет их надежности, долговечности, хорошей электропроводимости и низкой себестоимости. Однако эксплуатация в условиях воздействия высоких температур, динамических нагрузок и агрессивной среды накладывает определенные ограничения на максимально допустимые температуры нагрева переходника из-за возможности образования на границе сварного соединения хрупких интерметаллидных прослоек, снижающих прочность композита. Для подавления диффузии и повышения термостойкости сталеалюминиевых соединений между основными свариваемыми элементами вводят промежуточные разделительные прослойки, препятствующие образованию хрупких интерметаллидов.

Авторами представлены сравнительные результаты исследования кинетики диффузионных процессов на границе соединения сталеалюминиевого композита с прослойками из азотированной стали и подслоя хрома. Полученные

результаты исследований показали, что первые интерметаллиды системы  $Fe_nAl_m$  в композите А5+Ст3 (азот.) образуются в местах образования оплавов, а с увеличением температуры нагрева и времени выдержки наблюдается их рост по всей границе сварного соединения. В данном композите при  $T=620\text{ }^{\circ}\text{C}$  и выдержке свыше 4 часов образуется сплошная интерметаллидная прослойка толщиной  $\delta_n = 3...4\text{ мкм}$ . Для сравнения в биметаллических образцах А5 + Ст3 при идентичных условиях нагрева диффузионная прослойка намного больше и ее толщина составляет  $\delta_n = 60...70\text{ мкм}$ .

Установлено, что в сталеалюминиевом композиционном материале с подслоем хрома при нагреве до  $570\text{ }^{\circ}\text{C}$  интерметаллиды в зоне соединения не образуются. При  $T = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$  зоне соединения появляется фаза  $CrAl_7$ , которая уже при  $t = 1\text{ ч}$  приводит к образованию сплошной прослойки толщиной  $20...25\text{ мкм}$ . Дальнейшее увеличение температуры до  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  и выше приводят к росту в зоне соединения хрупких фаз  $Cr_2Al_{11}$ ,  $CrAl_4$ ,  $FeCr$ , образованию трещин и разрушению образцов по прослойке интерметаллида.

Измерение микротвёрдости зоны соединения сталеалюминиевого композиционного материала с подслоем хрома показало, что исходный субмикроскопический размер зерна хрома после гальваники имеет высокую микротвердость порядка  $7500\text{ МПа}$ . После сварки взрывом микротвердость подслоя хрома возрастает до  $7900...8300\text{ МПа}$ , что связано с упрочнением зоны соединения в результате сварки взрывом.

Исследование влияния температуры нагрева композита на изменение электрофизических свойств показало, что при нагревах до  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  композит А5+Ст3 (азот.) имеет почти в два раза меньшее удельное переходное электросопротивление по сравнению с биметаллическим сталеалюминиевым материалом, не имеющим диффузионного барьера. Следует отметить, что при дальнейшем увеличении температуры в азотированных сталеалюминиевых образцах идет небольшое повышение переходного электросопротивления, связанное с ростом количества оплавов, а в композиционном материале с подслоем хрома электросопротивление практически не изменяется до температур  $570\text{ }^{\circ}\text{C}$  в связи с отсутствием оплавов в зоне соединения.

Анализ результатов проведенных исследований показал, что введение в сталеалюминиевый композит промежуточных диффузионных барьерных слоев из азотированной стали или подслоя хрома позволяет повысить термостойкость композита за счет торможения протекания диффузионных процессов между алюминием и сталью и тем самым смещения температурного интервала начала их образования в область более высоких температур.

# ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ОДНОВРЕМЕННОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Кузьмин Е. В., Пеев А. П., Лысак В. И., Кузьмин С. В.

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Целью данной работы являлось изучение особенностей пластического течения металла в около шовной зоне при сварке взрывом с одновременной ультразвуковой обработкой соединяемых пластин.

Для определения максимальной остаточной сдвиговой деформации и исследования характера пластического течения металла применялась схема, при которой оба образца одновременно сваривались взрывом на идентичных режимах. Один из образцов являлся контрольным, т. е. он не подвергался воздействию УЗ колебаний; другой – в процессе сварки взрывом одновременно подвергался воздействию ультразвука.

В каждом из образцов в неподвижной пластине размещалась поперечная слоистая модель (вставка), изготовленная из рулонированной алюминиевой фольги, толщиной  $\delta = 50$  мкм.

Определение максимальной остаточной сдвиговой деформации  $g_{\max}$  и компьютерная обработка результатов исследования проводилась по специальной программе «EWD 1.0», позволяющей производить замеры координат углов в любой точке непосредственно с экрана монитора.

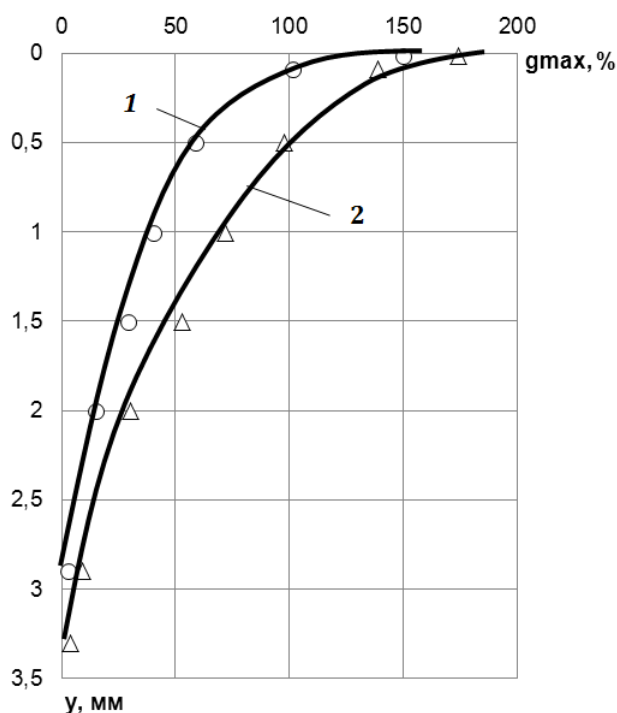


Рис. 1. Распределение сдвиговых остаточных деформаций  $g_{\max}$  по толщине  $y$  неподвижной пластины сваренного взрывом соединения алюминий+алюминий:

1 – сварка взрывом; 2 – сварка взрывом + УЗО

Полученные результаты исследований показали, что одновременная ультразвуковая обработка в процессе сварки взрывом оказывает достаточно существенное влияние на величину и характер распределения пластической деформации в около шовной зоне алюминиевых соединений. Так, при сварке взрывом с одновременной ультразвуковой обработкой максимальная остаточная сдвиговая деформация  $g_{\max}$ , измеренная в непосредственной близости от условной линии соединения слоев, составляла около 175% (обр. №2), в то время как на контрольном образце №1 (без воздействия ультразвука) значения

$g_{\max}$  меньше – около 150%.

По мере удаления от линии соединения значения  $g_{\max}$  интенсивно уменьшаются и при  $y = 0,5$  мм составляют около 100% при СВ+УЗО, а у контрольного образца – около 60%. При этом следует отметить, что глубина продеформированного слоя (т. е. расстояние, где  $g_{\max}$  равно нулю) при СВ+УЗО составляло  $y = 3,3$  мм, а у контрольного образца –  $y = 2,9$  мм.

Вывод: Одновременное воздействие УЗ колебаний в процессе сварки взрывом позволяет повысить максимальную остаточную сдвиговую деформацию  $g_{\max}$  по сравнению со сваркой взрывом без воздействия ультразвука за счет разрушения окисных пленок, сглаживания микронеровностей и активации поверхностных слоев металла в результате ультразвуковой обработки.

## ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННОГО ПОРАЖЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С «ПРОТЕКТОРНОЙ ПИТТИНГ-ЗАЩИТОЙ»

Лось И. С., Розен А. Е., Харина И. Л.\*, Сафонов И. А.\*, Перелыгин Ю. П.,

Киреев С. Ю.

*Пензенский государственный университет*

*\*ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», silverelk@yandex.ru*

Целью работы является исследование коррозионных процессов в металлических композитах – многослойных материалах, состав которых подобран по принципу «протекторной питтинг-защиты» [1]. Разработанные материалы предназначены для эксплуатации сред, вызывающих питтинговую коррозию высоколегированных сталей. Многослойный материал должен иметь как минимум три слоя: наружный, контактирующий с рабочей коррозионной средой, протектор и третий, аналогичный по составу с наружным. Электрохимический потенциал протектора в среде должен быть ниже по сравнению с потенциалом наружного защищаемого слоя. Эксплуатация с течением времени вызывает сквозную перфорацию наружного слоя до протектора. Взаимодействие протектора со средой приводит к его растворению и к пассивации наружного первого и третьего слоёв. В протекторе образуется «линза», которая постепенно увеличивает размеры.

Коррозионным испытаниям подвергали образцы многослойных материалов 08X18H10T + 08кп + 08X18H10T, 12X18H10T + 20 + 12X18H10T, полученные по технологии сварки взрывом. Целью испытаний было определение количественных показателей скорости растворения протектора и оценки соотношения пло-

щадей протектора и защищаемых слоев. Сложность работ состояла в отсутствии методик, предназначенных для многослойных материалов. Предложены оригинальные методики электрохимических и химических испытаний.

В результате электрохимических испытаний получены поляризационные кривые гальванической пары 08X18H10T – Ст3 в 6% растворе хлорида железа  $\text{FeCl}_3$  [2]. Установлено, что в исследуемом растворе тормозящим фактором является катодный процесс.

Химические испытания проводили на отразцах с искусственным питтингом – глухим отверстием диаметром 0,5...20 мм. Варьировалась глубина искусственного питтинга: в части образцов она достигала 2-го слоя, в части – 3-го. Время экспозиции составляло от 1 до 250 часов. Установлено, что в растворе NaCl наблюдается увеличение размера линзы, питтингов на защищаемых поверхностях при любых соотношения площадей не образуется. В растворе  $\text{FeCl}_3$  протекают одновременно процессы протекторной защиты и питтингообразования, причем их интенсивность определяется соотношением площадей протектора и защищаемых поверхностей. Определена линейная скорость питтинговой коррозии коррозионностойкой стали в присутствии протектора в зависимости от площади протектора. Результатом испытаний явилась разработка нормативного документа Госкорпорации «Росатом», описывающего методику ускоренных испытаний многослойных металлических материалов с «протекторной питтингозащитой».

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лось, И. С. Вопросы исследования коррозионной стойкости многослойных материалов, полученных сваркой взрывом / И. С. Лось, Ю. П. Перелыгин, А. Е. Розен, И. Л. Харина // Тяжелое машиностроение. № 6-7. – 2013. С. 7-10.
2. Киреев, С. Ю. Исследования коррозионно-электрохимических свойств многослойного материала, полученного сваркой взрывом / С. Ю. Киреев, И. С. Лось, Ю. П. Перелыгин, А. Е. Розен // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. - №4 (24). - 2012. – С. 104-111.

## ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Лось И. С., Розен А. Е., Первухин Л. Б.\* , Усатый С. Г.\*\* , Крюков Д. Б.,

Розен А. А.\*\*\*

*Пензенский государственный университет*

*\*ООО «Битруб Интернэшнл»*

*\*\*ООО ИТЦ «Сварка»*

*\*\*\*ООО «РОМЕТ», silverelk@yandex.ru*

Целью работы является разработка технологии получения многослойных металлических материалов с «протекторной питтинг-защитой».

В 2008 году группой ученых из Пензы, Москвы и Черноголовки был разработан новый коррозионно-стойкий материал [1]. Принципиальным отличием технического решения является применение в структуре многослойных материалов внутренних слоев-протекторов определённого электрохимического потенциала, которые заключены между слоями более стойких в коррозионном отношении сплавов. Многослойный материал может иметь три или более слоёв. Техническое решение названо принципом «протекторной питтинг-защиты». Получена международная заявка WO2010/036139 A1. Поданы заявки на патентование в Японии, США, Китае, Южной Корее, Украине, по региональным процедурам в Европейское и Евразийское патентные ведомства. В настоящее время получены патенты по 11 странам [2].

Технологией производства многослойных материалов была выбрана сварка взрывом. Разработаны схемы для получения плоских и трубных заготовок. Многослойные листовые материалы могут применяться как самостоятельные конструкционные материалы, а также как плакирующие слои для углеродистой или низколегированной стали. Сварку трёх- и четырёхслойных пакетов толщиной от 6 до 70 мм проводили за один технологический подрыв. Для обеспечения формирования прочного бездефектного соединения выбор технологических параметров осуществляли на основе моделирования процесса соударения с применением программы LS-DYNA. Площадь находилась в пределах 1...9 м<sup>2</sup>. Разработана технология получения трёхслойных трубных заготовок с последующей прокаткой до требуемой длины. Исследованы микроструктура, механические и коррозионные свойства материалов.

С целью продвижения многослойных материалов на рынке металлопродукции выполнена оценка свойств и сертификация. В 2012 году были разработаны и утверждены технические условия ТУ 0989-001-43070235-2012 «Материалы металлические листовые многослойные повышенной коррозионной стойкости с протекторной питтинг-защитой торговой марки «Слоймет» («SLOYMET»)).

В 2013 году был изготовлен опытный образец реактора СКВО, в составе которого некоторые элементы выполнены из многослойного материала. В настоящее время реактор проходит ресурсные испытания. Многослойный металлический материал с «протекторной питтинг-защитой» – новый продукт на рынке. Основные области его применения – химическая, нефтегазовая промышленность, атомная энергетика. По эксплуатационным показателям многослойный материал находится в одном сегменте с танталом и титаном, а в ценовом сегменте – на уровне хромоникелевых нержавеющей сталей.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Перелыгин, Ю. П. Новый коррозионно-стойкий многослойный материал / Ю. П. Перелыгин, А. Е. Розен, И. С. Лось, С. Ю. Киреев // Коррозия: материалы, защита. - №5. - 2013. – С. 7-10.
2. Евразийский патент № 016878 ЕАПВ «Многослойный материал повышенной коррозионной стойкости (варианты) и способы его получения», С23F 13/06 В 32В 7/02 // А. Е. Розен [и др.]; - выдан 30.06.2012, приоритет от 26.09.2008.

### **ОБЕСПЕЧЕНИЕ ТРЕБУЕМЫХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛИТНЫХ ОТЛИВОК ЗА СЧЕТ ВЫБОРА ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЬЯ**

Лотонина М. Б., Голубенцев А. В., Шатульский А. А.

*Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева,  
shatulsky@rgata.ru*

Благодаря значительному объему исследований, проведенных по технологии и процессам монокристаллитного литья, созданию разнообразных устройств, обеспечивающих выращивание монокристаллической и столбчатой структур в отливке, в настоящий момент решена задача получения необходимой и отвечающей всем требованиям макроструктуры. Однако, в рабочих лопатках, макроструктура которых полностью отвечает всем требованиям технических условий, при испытаниях наблюдается значительный разброс механических и эксплуатационных характеристик. Это позволяет говорить о том, что не менее важными факторами, определяющими конечные свойства литых лопаток являются параметры литой микроструктуры (расстояние между осями дендрита  $\lambda$  и размер эвтектической  $\gamma/\gamma'$ -фазы,  $d\gamma/\gamma'$ ). Существование взаимосвязи между параметрами микроструктуры  $\lambda$  и  $d\gamma/\gamma'$  и механическими свойствами сплава неоднократно доказывались в различных исследованиях, однако, математические модели, позволяющие прогнозировать свойства отливки в зависимости от параметров микроструктуры, на сегодняшний день практически отсутствуют.

Данная работа в какой-то мере позволяет устранить этот пробел. Задача ре-

шалась экспериментально, на основе проведения анализа влияния технологических режимов высокоскоростной направленной кристаллизации (температурный градиент,  $G$ , и скорость кристаллизации,  $R$ ), химического состава (суммарное содержание легирующих элементов групп  $L_1$  (элементы упрочняющие твердый раствор) и  $L_2$  (элементы входящие в состав упрочняющей фазы) на параметры литой микроструктуры ( $\lambda$  - расстояние между осями дендрита и  $d_{\gamma/\gamma'}$  - размер эвтектической  $\gamma/\gamma'$ -фазы), а также определена зависимость влияния параметров микроструктуры на кратковременную и длительную прочность ( $\sigma_B$ ,  $T_{260}^{975^\circ\text{C}}$ ) никелевых жаропрочных сплавов ЖС26 и ЖС32.

В ходе прямых натурных экспериментов величина температурного градиента изменялась в диапазоне (10...200) К/см, а скорость опускания формы в ванну с охлаждающим жидкометаллическим расплавом составляла 5, 10 и 20 мм/мин.

Обобщение полученных экспериментальных данных позволило получить регрессионные уравнения (1 и 2), описывающие зависимость параметров микроструктуры  $\lambda$  и  $d_{\gamma/\gamma'}$  сплавов от основных параметров литья ( $G$ ,  $R$ ) и уравнения, (3 и 4) описывающие влияние параметров микроструктуры на эксплуатационные характеристики материала отливок (кратковременная и длительная прочность):

$$\lambda = 106,194 - 21,006 R + 4,4514 G + 0,5006 R^2 - 0,02834 G^2 + 0,0089 R G; \quad (1)$$

$$d_{\gamma/\gamma'} = 1,0632 G - 3,1517 R + 0,0912 R^2 - 0,0058 G^2 - 2,7453; \quad (2)$$

$$\sigma_B = 0,00598 \lambda^2 - 0,6228 d_{\gamma/\gamma'}^2 - 2,96 \lambda + 26,18 d_{\gamma/\gamma'} + 1209,55; \quad (3)$$

$$T_{260}^{975^\circ\text{C}} = 231,93 + 0,002 \lambda^2 - 0,016 d_{\gamma/\gamma'}^2 - 0,824 \lambda + 1,44 d_{\gamma/\gamma'}. \quad (4)$$

Следует отметить, что регрессионные модели (3) и (4) были получены в следующем интервале исходных параметров:  $\lambda = (150...350)$  мкм;  $d_{\gamma/\gamma'} = (10...25)$  мкм.

Адекватность полученных моделей была подтверждена в ходе прямого эксперимента на вышеуказанных сплавах, а также в ходе производственного опробования.

На базе разработанных моделей был составлен алгоритм, позволяющий обеспечить требуемые механические и эксплуатационные свойства сплава на основе формирования в отливке оптимальных параметров микроструктуры за счет выбора соответствующих технологических режимов монокристаллитного литья.

## **ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ДЛИТЕЛЬНОГО ТЕПЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ И КРЕМНЕМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ**

Мазура В. Н., Фейтуллаев А. Ю., Петрова В. Ф., Гевлич С. О.  
*Волгоградский государственный технический университет, tecmat@vstu.ru*

Целью работы явилось изучение возможных изменений первоначальной структуры и свойств образцов в условиях, моделирующих длительное пребывание при повышенных температурах.

Материалом для исследования служили образцы из сталей 12ГС и СтЗсп. Для исключения существования неравновесных структур проводилась нормализация в муфельной электропечи SNOL 7,2/1100 по режиму: нагрев до 940 °С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе. Далее образцы подвергались деформации растяжением на машине УТС 110М-100 1-У (степень деформации для стали СтЗсп – 15 % и 20 % для 09Г2С и 12ГС). Процесс длительной эксплуатации был смоделирован следующим образом: деформированные образцы подвергались нагреву до температуры 300 °С и выдержке 1, 100 и 500 ч. Исследовали влияние температур 200, 400 и 600 °С с выдержкой 10 часов на процесс сфероидизации перлита в образцах из стали 09Г2С.

Твердость образцов измерялась на твердомере ТК–2М с нагрузкой 1840 Н, методом Роквелла по шкале HRB, в соответствии с ГОСТ 7268-82.

Исследования микроструктуры проводились на металлографическом инвертированном микроскопе Альтами МЕТ 1МТ при увеличении 500х. Для оценки изменений, происходящих внутри структурных составляющих, были произведены: измерения микротвердости тела и приграничной области ферритного зерна на микротвердомере ПМТ-3М, с нагрузкой 0,05 Н; исследование профиля поверхности образцов на атомно-силовом микроскопе Solver Pro, методом зондовой микроскопии.

По результатам измерения твердости образцов установлено её увеличение для стали 12ГС на 9,5 %, для СтЗсп на 18 % после выдержки 100 ч, а затем снижение при выдержке 500 ч, что связано со стадией перестаривания.

В результате теплового воздействия с увеличением времени выдержки до 100 ч количество мелких зерен (5...9 мкм) увеличивается, а доля крупных (более 20 мкм) снижается. Изменение распределения можно связать с началом первичной рекристаллизации. Фотографии микроструктуры подтверждают разнотекстурное строение сталей.

Предпринятое тепловое воздействие привело к миграции углерода из тела

зерна к границе, что наглядно отображают полученные данные микротвердости и профилограммы поверхности образцов. Данное явление предопределяет возможность термодиформационного старения.

Длительное тепловое воздействие привело к увеличению доли зернистого перлита с возрастанием температуры, а при 600 °С перлит становится зернистым и располагается преимущественно по границам зерен феррита.

Таким образом, критерием перехода в предельное состояние конструкции может быть выбран параметр изменения структуры.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бабич, В. К. Деформационное старение сталей / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Металлургия, 2007. – 365 с.
2. Горицкий В. М. Диагностика металлов. М.: Металлургиздат., 2004, 402 с.
3. Горицкий В. М. Тепловая хрупкость стали. М.: Металлургиздат., 2007, 384 с.

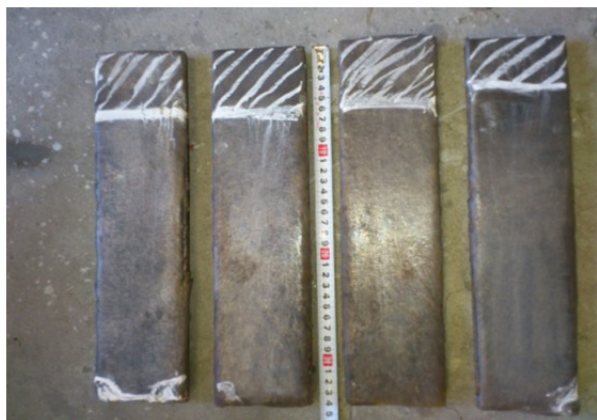
### ПОЛУЧЕНИЕ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Малахов А. Ю., Сайков И. В., Богданов А. С., Первухин Л. Б.\*, Вихман В. Б.\*\*  
*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской академии наук, г. Черноголовка, isman@ism.ac.ru.*

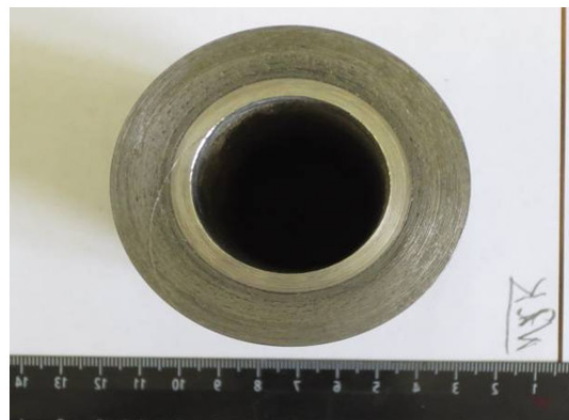
*\*ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск*

*\*\*ОАО «Центральный научно-исследовательский институт материалов», г. Санкт-Петербург, info@cniim.com.*

Защита теплонагруженных поверхностей различных изделий, применяемых в промышленности, от эрозионного износа для повышения срока их службы и эксплуатационных характеристик представляет большой практический интерес. С этой целью перспективно использовать ниобиевые и никель-кобальтовые сплавы, такие как Н65В2МЦ и ЭК102. Данные сплавы является хорошей альтернативой высокопрочным сталям, работающим в контакте с энергетическими конденсированными системами, так как в современных условиях их стойкость не удовлетворяет возрастающим требованиям. Однако получение качественных соединений таких сплавов с высокопрочными сталями всеми видами сварки затруднено. В связи с этим, исследование особенностей сварки взрывом высокопрочной стали с эрозионностойкими жаропрочными сплавами и разработка технологии плакирования ими плоских и цилиндрических поверхностей, является важной научно-технической задачей, решение которой позволит качественно повысить уровень защиты изделий различного назначения от эрозии.



а)

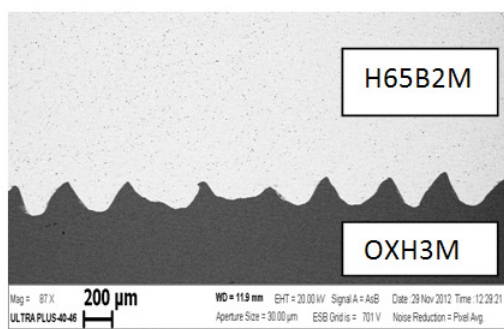


б)

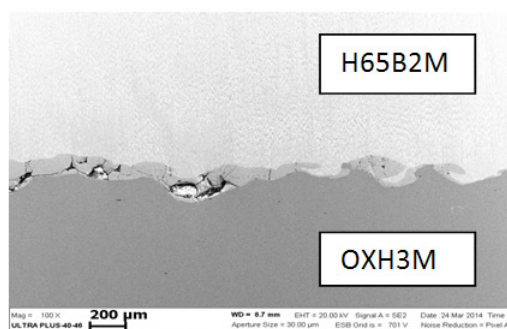
Рис. 1. Биметаллические пластины (ОХНЗМ-H65B2MЦ и ОХНЗМ-ЭК102) (а), трубная заготовка (ОХНЗМ), плакированная изнутри сплавами H65B2MЦ и ЭК102 (б)

Из опубликованных ранее работ известно, что при сварке взрывом металлических пластин на качество сварки оказывает влияние газ, находящийся в зазоре между пластинами. После столкновения последних точка контакта движется вдоль свариваемых листов, образуя перед собой область ударно-сжатого газа (далее УСГ), выполняющую тем самым роль «поршня», размер которого с пройденным расстоянием увеличивается. Воздействие этого потока приводит к прогреву металла вплоть до расплавления его поверхности, что может оказывать существенное влияние на качество соединения [1, 2].

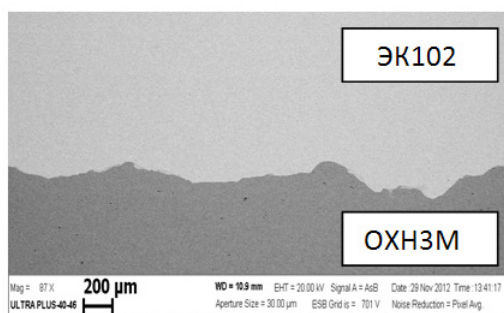
Целью работы является получение сваркой взрывом качественного двухслойного материала из высокопрочной стали ОХНЗМ и никель-кобальтового



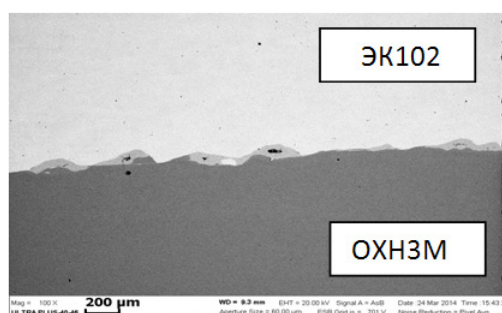
а)



б)



б)



а)

Рис. 2. Границы соединения материалов:  
а, б – плоские образцы; в, г – цилиндрические образцы

сплава ЭК102 и ниобиевого сплава Н65В2МЦ.

Группой авторов была проведена серия экспериментов по получению биметаллических пластин и трубных заготовок из исследуемых материалов. В результате были получены опытные образцы биметалла (рис. 1), свойства которых были исследованы в специализированных лабораториях ИСМАН.

Полученные соединения исследовали методом электронной микроскопии шлифов, вырезанных вдоль направления распространения процесса сварки взрывом (рис. 2).

Вывод. Методом сварки взрывом получены биметаллы из высокопрочной стали с плакирующим слоем из эрозионностойких жаропрочных сплавов. Отработаны режимы получения качественного соединения. Проведена оценка качества полученных соединений и изучена их структура.

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

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

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

### ПОЛУЧЕНИЕ ТЕРМОБИМЕТАЛЛА ЛАТУНЬ-ИНВАР КОМБИНИРОВАНИЕМ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ПРОКАТКИ

Первухин Л. Б., Сайков И. В., Малахов А. Ю., Богданов А. С.\*, Зайцев А. И.\*\*,

Кормс И. А.\*\*, Князев А. В.\*\*, Чернышев О. Г.\*\*\*, Быков А. А.\*\*\*

ООО «Битруб Интернэшнл», [bitrub@mail.ru](mailto:bitrub@mail.ru)

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

\*\*ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина»

\*\*\*ООО «Институт биметаллических сплавов»

Опробована новая технологическая схема получения термобиметалла марки ТБ 1353 (ТБ 130/17), в котором активный слой представляет собой латунь марки Л63, а пассивный слой – инвар 36Н. Конечная толщина такого биметалла 6мм, при практически равной толщине слоев составляющих. Готовые полосы такого термобиметалла должны поставляться в нагартованном состоянии с суммарной степенью деформации 40...60%.

Получение такого биметалла возможно пакетной прокаткой, литейной тех-

нологией или сваркой взрывом. Каждый, из указанных способов, имеет свои преимущества и недостатки. Одним из важных требований при производстве термобиметаллов является обеспечение достаточной прочности сцепления слоев, качество границы раздела и отсутствие неметаллических включений на ней. В связи с этим представляется перспективным применение сварки взрывом при производстве термобиметаллов.

Нами была опробована технологическая схема, включающая получение двухслойной заготовки Л63+36Н, сваркой взрывом с последующими горячей и холодной прокатками.

Неподвижную пластину латуни марки Л63 размерами 12x200x300мм плакировали взрывом листом сплава 36Н размерами 8x200x300мм. Зона соединения слоев в заготовке представляет собой волнообразную линию с параметрами  $h$  (высота волны) – 0,15...0,25мм,  $l$  (длина волны) – 0,35...0,45мм. Волны в большинстве случаев имеют регулярный профиль, с небольшим наличием участков завихрений и оплавленного металла (рис.1, а).

В результате экспериментов по сварке взрывом по данным ультразвукового контроля получены образцы со 100% сплошностью соединения. Испытания круглых биметаллических образцов с кольцевой проточкой, на отрыв показали высокую прочность соединения латуни с инваром, составляющую 545 МПа.

Двухслойную заготовку Л63+36Н размерами 20x200x300мм нагревали в камерной электропечи до 850 °С и прокатывали на реверсивном стане дуо горячей прокатки с обжатиями 8...10% за проход, с промежуточными подогревами до толщины 9мм. Из-за различия свойств слоев в биметалле, раскат в процессе прокатки изгибалось в направлении более прочного сплава 36Н.

После достижения конечной толщины полосы – 9мм, раскат помещали снова в печь, выдерживали 1 час при температуре 850 °С, затем охлаждали вместе с печью. Перед холодной прокаткой раскат очищали от окалины дробеструйной обработкой.

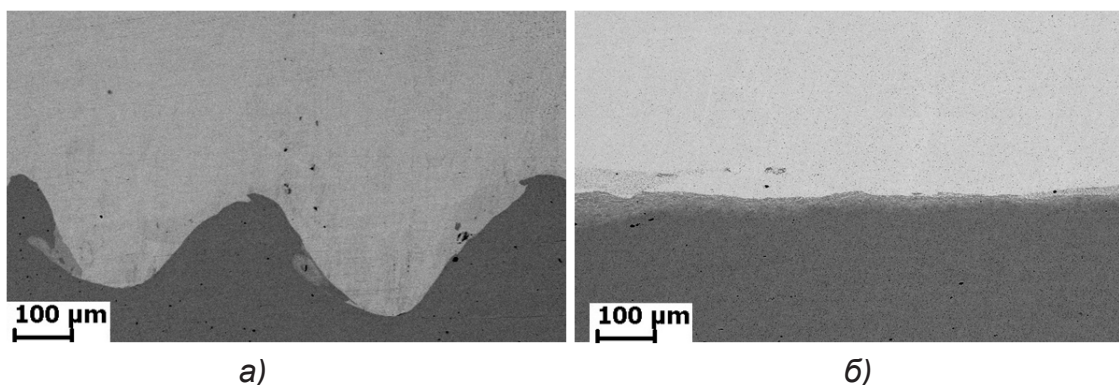


Рис.1. Околошовная зона биметалла:  
а – после сварки взрывом; б – после холодной прокатки

Холодную прокатку проводили на стане дуо с шириной бочки 250мм с разовыми обжатиями от 1,5 до 5,5 %. Первый проход проводили слоем инвара вверх, все последующие проходы – инваром вниз. Полученный раскат Л63+36Н размерами 6,3х200х540мм имел продольную кривизну со стрелой прогиба 40мм. Зона соединения слоев, представляет собой практически прямую линию (рис. 1, б).

Образцы биметалла выдержали испытания на изгиб без признаков расслоения. Испытания образцов на отрыв слоев показали высокую прочность соединения составляющих в биметалле.

Соотношение слоев в полосе Л63+36Н конечной толщины составляет 1,2:1, в то время как в исходной заготовке оно было 1,5:1. Для получения соотношения толщин слоев 1:1, необходима корректировка исходной толщины пластин латуни и инвара, в интервале соотношений 1,2...1,3.

Выводы:

1. Опробована новая технологическая схема получения термобиметалла марки ТБ 1353 (ТБ 130/17), включающая сварку взрывом и последующие горячую и холодную прокатки, обеспечивающая высокие прочностные и технологические свойства проката.
2. Достигнута высокая прочность соединения слоев в биметалле, при благоприятном строении граничной зоны (отсутствие волны).
3. Полученная полоса биметалла обладает необходимой степенью холодной деформации (50%), предусмотренной требованиями НТД.

## **ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЛАМИНАРНОЙ СТРУКТУРЫ В МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ**

Плохих А. И., Власова Д. В.

*МГТУ им. Н.Э. Баумана, plokhikh@bmstu.ru*

Актуальной научно-технической задачей современного машиностроения является снижение габаритно-весовых параметров деталей и элементов конструкций, решение которой позволяет существенным образом повысить эксплуатационные показатели изделия в целом. Перспективным подходом для создания материалов конструкционного назначения, является использование высокопроизводительного метода горячей прокатки компактных многослойных заготовок. Разработка технологии получения подобных многослойных материалов является сложной задачей, однако ее решение открывает возможность синтезировать анизо-

тропные металлические материалы с заданным уровнем свойств.

Проведенные исследования показали, что получение ламинарной структуры возможно в том случае, если в исходной композиции участвуют сплавы, имеющие различное кристаллическое строение. Номенклатура технически значимых сплавов существенно расширяется, если в качестве основного вида обработки, в отличие от известных технологических схем [1, 2], использовать горячую прокатку [3]. При этом деформирование можно проводить в таком интервале температур, при котором исходные составляющие заготовки имеют разные типы кристаллических решеток.

В процессе исследования было установлено, что формирования такой структуры и ее наследование при реализации последующих технологических циклах, определяется рядом факторов и в первую очередь деформационной способностью составляющих исходной заготовки, а так же параметрами процесса прокатки. Анализ деформационной способности составляющих многослойной композиции в частности показывает, что сталь 08X18 обладает более высоким значением коэффициента деформационного упрочнения, чем сталь 08X18H10 [4]. Однако, при малых степенях деформации и относительно низких температурах прокатки, значения сопротивления деформации оказываются весьма близкими, не превышающим 15 МПа. Похожая тенденция, сохраняется до температуры 1000 °С, при скоростях не превышающих 30  $\cdot 10^{-3}$  с. Любопытным является тот факт, что увеличение скорости деформации до 100  $\cdot 10^{-3}$  с, приводит к выравниванию деформационных способностей рассматриваемых сталей, что может открывать перспективы для оптимизации параметров технологического процесса прокатки исследуемых материалов. Сравнение микроструктуры образцов композиции 08X18+08X18H10 показывает (рис. 1), что оптимальная ламинарная структура формируется при относительно низких температурах деформирования, ког-

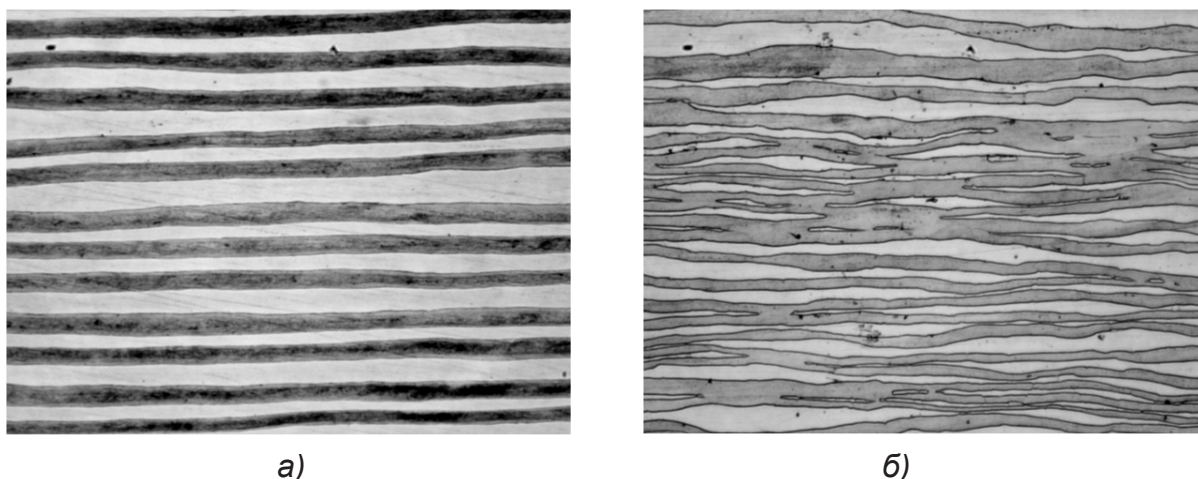


Рис. 1. Микроструктура образцов композиции 08X18+08X18H10:  
а – температура прокатки 600 °С, б – температура прокатки 1200 °С

да различие в деформационной способности составляющих является минимальным.

С другой стороны, нарушение ламинарного строения, может быть обусловлено протеканием диффузии легирующих элементов, и как следствие структурной перекристаллизация на границе между слоями, и должно проявиться именно в высокотемпературной области, при осуществлении термдеформационного воздействия. Поэтому задача обеспечения стабильности межслойных границ при циклическом высокотемпературном нагреве многослойных материалов, является актуальной.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 Карпов М. И., Внуков В. И., Волков К. Г., и др. Возможности метода вакуумной про-катки как способа получения многослойных композитов с нанометрическими толщинами слоев // Материаловедение. 2004. № 1. С. 48-53.
- 2 Saito Y., Tsuji N., Utsunomiya H., Sakai T. and Hong R.G. //Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process. Scripta Mater., 39 (1998), P.1221-1227.
- 3 Колесников А. Г., Плохих А. И., Комиссарчук Ю. С., Михальцевич И. Ю. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки // МТМ. 2010. № 6. С. 44-49
- 4 Полухин П. И., Гун Г. Я., Галкин А. М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов, Справочник. – М.: Металлургия, 1976. – 488с.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Плохих А. И., Путырский С. В.\*

МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва, [plokhikh@bmstu.ru](mailto:plokhikh@bmstu.ru)

\*Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, г. Москва

Одной из недавно обнаруженных особенностей процесса получения многослойных металлических материалов, является наблюдаемый эффект увеличения сопротивления деформации при горячей прокатке, по сравнению с аналогичными значениями, полученными на монозаготовках с поликристаллическим строением структуры при одинаковых параметрах деформирования [1, 2].

Предполагается, что причиной увеличения сопротивления деформации при прокатке композитных заготовок, является формирование особого вида ориентированной структуры, которая образуется на заключительных стадиях первого технологического цикла и наследуется на втором цикле изготовления [3]. При этом, если в начале первого цикла изготовления в толщине отдельного слоя может находиться несколько зерен, то на его заключительной стадии и на втором технологическом цикле, это чаще всего одно зерно, с определенной кристаллографиче-

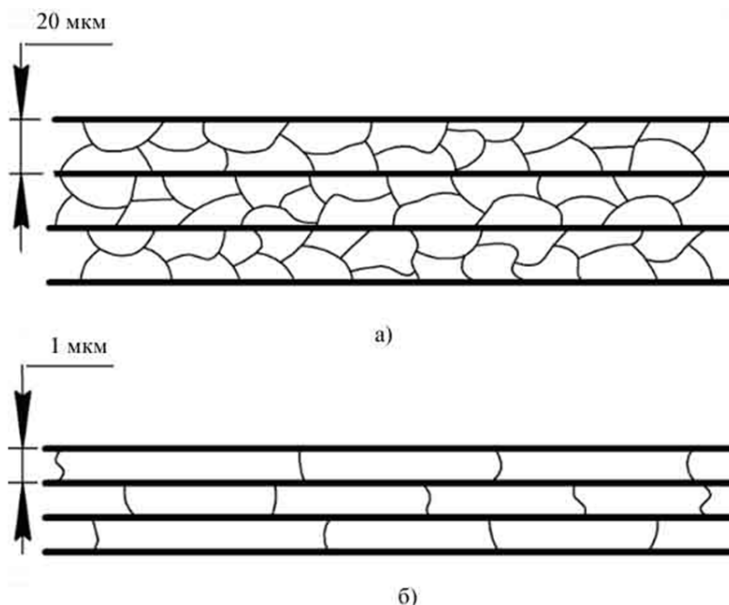


Рис. 1. Структура первого технологического цикла (а), структура второго технологического цикла (б) ской ориентировкой.

Исследования механических свойств многослойных материалов полученных на основе различных сплавов показало, что если ламинарное строение сохраняется на заключительной стадии второго технологического цикла, то наблюдается устойчивое сохранение пониженных значений модуля упругости в направлении прокатки, по сравнению со значениями исходных составляющих многослойной композиции. Обращает на себя внимание так же резкое снижение характеристик пластичности многослойного материала, при проведении испытаний на растяжении образцов в том же направлении. На основании этого можно предположить, что по мере утонения ламинарных слоев в многослойном материале происходит повышение жесткости материала заготовки в нормальном направлении по отношению к направлению прокатки. Причиной этому является, в первую очередь, локализация пластического течения в пределах каждого отдельного слоя вдоль направления прокатки, учитывая сохранения большой угловой разориентировки между ними, а также формирование ориентированной структуры в пределах каждого зерна находящегося в слое.

Для анализа предложенной модели было решено использовать метод конечно элементного моделирования с использованием программных пакетов ANSYS и LS-Dyna, которое даст возможность комплексно оценить влияние структурных и технологических факторов на поведение многослойного материала при пластической деформации.

Исходя из описанных выше структурных изменений, можно считать, что каждый слой обладает анизотропией механических свойств, которое выражается, с одной стороны в изменении модуля упругости в различных направлениях,

а с другой в локализации пластического течения в отдельных слоях. Чтобы оценить влияние подобных изменений на такие параметры технологического процесса, как усилие прокатки и изменение прорабатываемости сечения заготовки, необходимо использовать для каждого слоя модель, позволяющую учесть анизотропию. Готовая модель материала, удовлетворяющая условиям задачи и одновременно учитывающая анизотропию упругих свойств и пластического течения, в используемом программном комплексе отсутствует [4]. Поэтому в первом приближении, предполагалось оценить исследуемое влияние при помощи анизотропной упругой модели. Влияние локализации пластической деформации на жёсткость прокатываемого материала оценивали при помощи модели, учитывающей анизотропию при пластическом течении материала. Работа такой модели, основанная на критерии пластичности Хилла, особенно интересна возможностью сравнения изменение усилий прокатки изотропного материала с анизотропным, имеющим равное значение эквивалентного напряжения начала пластической деформации. При этом изотропное и анизотропное поведение задавалось подбором коэффициентов в критерии пластичности Хилла [5].

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рудской А. И., Коджаспиров Г. Е., Добаткин С. В. Перспективные технологии изготовления листового проката с ультрамелкозернистой структурой // Металлы. –2012. – № 1. – С. 88–92.
2. Колесников А. Г., Плохих А. И., Шинкарев А. С., Миронова М. О. Прокатка стального многослойного материала//Заготовительные производства в машиностроении. 2013. - №8. – С. 39–43
3. Колесников А. Г., Плохих А. И., Комиссарчук Ю. С., Михальцевич И. Ю. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки//МиТОМ.2010. № 6. стр. 44...49.
4. LS-Dyna keyword user's manual. LSTC, 2007.
5. Малинин Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. Изд. 2-е, перераб. и доп. М., Машиностроение, 1975, 400 с.

## ДЕТОНАЦИОННО-ГАЗОВЫЕ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ

Попова А. А., Яковлев В. И., Ситников А. А.

*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул,  
anicpt@rambler.ru*

Одним из наиболее интенсивно развивающихся направлений современного медицинского материаловедения является создание имплантатов для замены поврежденных участков ткани [1]. При этом возникает необходимость нанесения на имплантанты биосовместимых покрытий, которые не оказывают отрицательного действия на живой организм и стимулируют процессы регенерации ткани. К таким материалам относится гидроксиапатит (ГА) -  $(\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2)$ . В настоящее время для формирования таких покрытий применяется ряд методов: магнетронное напыление, золь-гель метод, паровое осаждение и т.д. Все они обладают двумя существенными недостатками: низкими адгезионными свойствами и отклонением состава покрытия от стехиометрии ГА, близкой к стехиометрии костного материала позвоночных.

Задача создания прочных, сплошных биосовместимых покрытий с высокой адгезией и стехиометрией ГА может быть решена одним из перспективных методов напыления кальций-фосфатных покрытий – детонационно-газовым напылением. Технологические устройства импульсного действия имеют высокие удельные мощности, отличаются простотой преобразования энергии взрыва в полезную работу при минимальном термическом воздействии на напыляемый материал.

Цель данной работы – изучение возможности получения детонационным способом кальций-фосфатных покрытий из слоистых композитов состава гидроксиапатит-никелид титана и исследование шероховатости, фазового состава, адгезионной прочности полученных покрытий.

В качестве материала использовались порошки из композиционных материалов состава NiTi(40%)+ГА, полученных методом механоактивированной обработки. Размер исходного порошка гидроксиапатита кальция – 150...300 мкм.

Нанесение покрытий на титановые пластины (ВТ-1-0) размером 20x20x3 мм произведено на детонационно-газовой установке «Катунь-М» [2].

При напылении шероховатость покрытий составила 3,5 мкм, а толщина – 200 мкм. Формируются однородные по толщине и фазовому составу покрытия. Для оценки адгезионной прочности покрытия к подложке из титана использовался метод отрыва [3]. Результаты исследования адгезионной прочности покрытий показали, что она достигает 70 МПа.

## Выводы

Методом детонационно-газового напыления получены покрытия из слоистых композитов состава гидроксиапатит-никелид титана. Покрытия формируются однородно по толщине и фазовому составу и имеют адгезионную прочность – 70 МПа. Полученные покрытия представляют интерес для дальнейшего использования в медицинской практике в качестве биопокрытий на титановых имплантатах.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pichugin V. F., Surmenov R. A., Shesterikov E. V. et al. // Surf. Coat. Technol. 2008. V. 202. P. 3913.
2. Яковлев, В. И. Экспериментально – диагностический комплекс для физических исследований порошковых СВС-материалов при детонационном напылении [Текст]: Автореф. дис. канд. техн. наук. – Барнаул, АлтГТУ, 2003. – 19 с.
3. Тушинский Л. И. Методы исследования материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий. – М.: Мир, 2004. – 384 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОСЛОЕК В БИМЕТАЛЛЕ АЛЮМИНИЙ-МЕДЬ, ПОЛУЧЕННЫХ В ЖИДКОЙ ФАЗЕ

Проничев Д. В., Гуревич Л. М., Трыков Ю. П., Трунов М. Д., Ястребов В. М.  
*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Слоистые интерметаллидные композиты являются одним из наиболее активно исследуемых классов новых материалов, что связано с уникальным сочетанием свойств основных металлов и диффузионных интерметаллидных прослоек, обладающих высокой износостойкостью, жаропрочностью, низкими тепло- и электропроводностью и т.д. Вклад диффузионных прослоек тем выше, чем больше их доля в материале, однако диффузионный механизм роста ограничивает возможную их толщину. Повысить долю интерметаллидов в СИК можно увеличивая число слоев основных металлов, что не всегда возможно, либо ускоряя диффузию.

Простым способом интенсификации диффузионных процессов является перевод приграничной зоны в жидкую фазу за счет контактного плавления, что позволяет получить интерметаллидные прослойки гораздо большей толщины, чем в твердой фазе.

Целью данной работы было изучение условий формирования диффузионной прослойки системы алюминий-медь в жидкой фазе, ее состава, структуры и свойств.

Для исследования сваркой взрывом был получен композиционный матери-

ал АД-1+М1, на режимах, обеспечивающих формирование качественного соединения. Полученный материал подвергали термической обработке при температуре 570 °С с различным временем выдержки. Металлографические исследования проводили на микроскопе OlympusBX-61, измерения микротвердости – на микротвердомере ПМТ-3, для измерения коэффициента теплопроводности применен импульсный измеритель КИТ-06ц «Теплофон». На электронном двухлучевом сканирующем микроскопе Versa 3D получены данные о составе диффузионных прослоек, формирующихся при термической обработке.

В ходе проведенных исследований установлено, что термическая обработка сваренного взрывом биметалла алюминий-медь при температуре 570 °С приводит к реализации контактного плавления на границе меди и алюминия, что вызывает резкое ускорение роста диффузионных прослоек по сравнению с процессом в твердой фазе.

Область, формирующаяся в зоне контактного плавления представляет собой грубую смесь химического соединения  $\text{CuAl}_2$  и включений чистого алюминия, доля которых не превышает 15%.

В твердой фазе на границе расплава и меди образуется многослойная интерметаллидная прослойка, состоящая из твердого раствора алюминия в меди и химических соединений  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ ,  $\text{Cu}_{1-x}\text{Al}_x$ ,  $\text{Cu}_{11,5}\text{Al}_9$  и  $\text{CuAl}$ .

Электропроводность интерметаллидных прослоек, полученных твердофазным и жидкофазным процессами гораздо ниже меди и алюминия и находится на уровне 15...16 МСм/м, электропроводность смеси  $\Theta$ -фазы и алюминия, образующейся области переплава несколько выше – 28...30 МСм/м, что соответствует деформируемым сплавам алюминия.

# СТРОЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕН-ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВЕ АЛЮМИНИЯ

Руднев В. С.<sup>\*,\*\*</sup>, Ваганов-Вилькинс А. А.<sup>\*</sup>

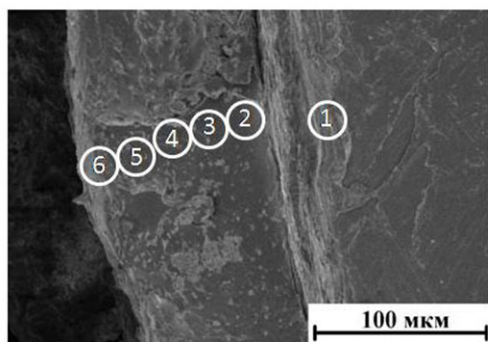
<sup>\*</sup> Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук, г. Владивосток,

<sup>\*\*</sup> Дальневосточный федеральный университет, г. Владивосток, rudnevvs@ich.dvo.ru

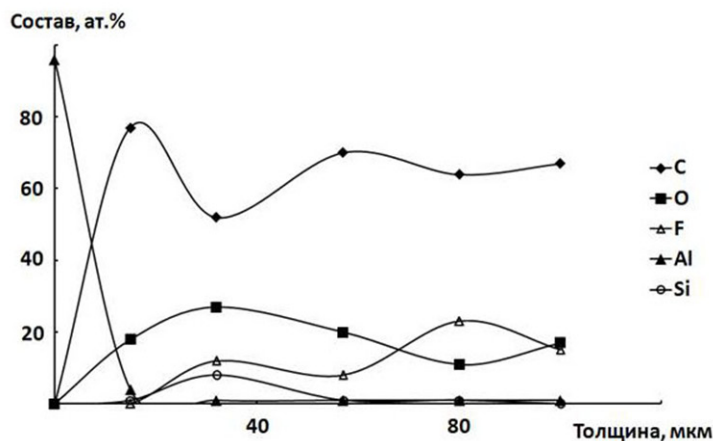
Композиционные политетрафторэтилен-оксидные слои на металлах привлекают внимание с точки зрения придания поверхности гидрофобных, антифрикционных и защитных свойств. Для получения таких покрытий применяют различные методы. Например, комбинирование метода плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО) формирования оксидных слоев на алюминии, титане или магнии с последующим трибологическим (механическим) нанесением слоя разнодисперсного порошка ПТФЭ [1,2].

Безусловно, формирование композиционных покрытий в одну стадию технологически более приемлемо, чем многостадийная обработка. Нами, в работах [3...6], и авторами работы [7] предложено одностадийное формирование ПТФЭ-оксидных покрытий на алюминии и титане методом ПЭО из водных электролитов суспензий – эмульсий. В качестве стабилизатора дисперсного порошка ПТФЭ, со средним размером частиц ~1 мкм в водном электролите базовом электролите  $\text{Na}_2\text{SiO}_3 + \text{NaOH}$  мы применяли силоксан-акрилатную эмульсию [3...6]. В зависимости от концентрации порошка ПТФЭ были получены покрытия толщиной до 100 мкм. При введении в электролит частиц ПТФЭ на несколько порядков величины увеличивалось время механического истирания формируемых покрытий под нагрузкой. В тоже время, строение и характеристики таких покрытий остаются малоизученными.

На рис. 1, а приведен поперечный срез покрытия и результаты определения распределения основных элементов, составляющих композиционное ПТФЭ-



а)



б)

Рис. 1. Поперечный срез покрытия (а) и распределение основных элементов по толщине (б)

оксидное покрытие, по его толщине – рис.1, б.

Видно, что содержание алюминия спадает практически до нуля на расстоянии около 10 мкм от алюминиевой основы. На этом же промежутке возрастают концентрации углерода до 50...70 ат. % и кислорода примерно до 20 ат.%. Содержание фтора постепенно нарастает к границе раздела покрытие/воздух, достигая величин 20...25 ат. %. В толще покрытия фиксируется алюминий и кремний в концентрации до нескольких процентов.

Таким образом, формируемое в предлагаемом подходе покрытие практически по всей толщине, за исключением прилегающего к металлу слоя толщиной ~10 мкм состоит из ПТФЭ, продуктов частичной деструкции как ПТФЭ, так и эмульсии, арматурованных оксидами алюминия и кремния.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gnedenkov S. V. et al. // Prot. Metal. 2008. V.44. N7. P.704.
2. Гнеденков С. В., Синебрюхов С. Л., Сергиенко В. И. Композиционные многофункциональные покрытия на металлах и сплавах, формируемые плазменным электролитическим оксидированием. Владивосток: Дальнаука, 2013. 460 с.
3. Руднев В. С. и др. // Физикохим. поверхн. защ. матер. 2013. Т.49. №1. С.95.
4. Руднев В. С. и др. // Ж. физ. химии. 2013. Т.87. №6. С. 1033.
5. Патент РФ №2483144.
6. Руднев В. С. и др. // Ж. прикл. химии. 2012. Т.85. №8. С.1201.
7. Wang W. et al. // J.Technol. (National Taiwan Univer. Sci. Techn.), 2010. V.10. P.65.

## ДИСПЕРСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Скачков В. М., Пасечник Л. А., Яценко С. П.  
ИХТТ УрО РАН, г. Екатеринбург, Yatsenko@ihim.uran.ru

Одной из целей введения добавок переходных металлов (модификаторов) в алюминий и сплавы на его основе – ограничение роста зерен. Наибольший модифицирующий эффект обеспечивают такие металлы как Sc, Zr, а также Hf. Самым сильным модификатором зернистой структуры алюминиевых сплавов является скандий. Введение 0,3% скандия повышает временное сопротивление разрыву отожженных листов алюминия с 55 до 240 МПа, а в сплавах Al-1%Mg  $\sigma$  со 110 до 300 МПа, Al-5%Mg  $\sigma$  от 260 до 400 МПа. Реальный размер зародыша в виде частицы Al<sub>3</sub>Sc меньше 1,8 мкм. Образующиеся в предкристаллизационный период микрокристаллы Al<sub>3</sub>Sc имеют кристаллическую решетку L12 и соответствуют решетке алюминия. Появление первых кристаллов Al<sub>3</sub>Sc в расплаве приводит к измельчению зерна слитка, при этом достаточно превышения концентрации выше критической (над точкой эвтектики) всего на 0,01%. Твердый раствор скандия в

алюминия неустойчив. Инкубационный период перед распадом твердого раствора при температуре 450...500 °С, составляет 10 с, что на четыре порядка меньше, чем в сплаве Al-0,3%Zr [1]. Модифицирующее действие скандия проявляется при меньших концентрациях в присутствии циркония, а зародышами зерен алюминия служат частицы твердого раствора циркония в фазе  $Al_3Sc$ . Цирконий в системе Al-4Mg-Sc-Zr может замещать в фазе  $Al_3(Sc,Zr)$  до 50% Sc, а атомы скандия могут замещать до 20% атомов циркония [2]. Частицы этой фазы имеют такую же кристаллическую решетку L12. Гафний кроме всего прочего является хорошим поглотителем тепловых нейтронов. При отжиге или механической обработке сплавов Al со Sc, Zr и Hf происходит значительное дисперсное упрочнение материала. Дисперсоиды  $Al_3Sc$ ,  $Al_3Zr$ ,  $Al_3Hf$ ,  $Al_3(Sc,Zr)$ ,  $Al_3(Sc,Hf)$ ,  $Al_3(Sc,Zr,Hf)$ , образующиеся путем вторичного выделения, в присутствии скандия имеют дисперсность <10 нм и когерентны алюминиевой матрице.

В ИХТТ УрО РАН разработан инжекционный метод проведения высокотемпературных обменных реакций для синтеза алюминиевых лигатур и сложных алюминиевых сплавов. При этом прямой металлургический выход РЗМ из солевой смеси в расплав алюминия составляет 60...95%. Метод инъекции прошел успешные испытания в промышленных печах ОАО «КУМЗ» для получения скандийсодержащих алюминиевых сплавов. Выявлено, что происходит очистка исходного алюминия от ряда примесей, ликвация Sc незначительна, крупных включений ИМС не наблюдается.

При закалке сплавов алюминия с Sc, Zr и Hf, регулируя начальную температуру и скорость охлаждения, можно добиться наноразмерных частиц  $Al_3(Sc,Zr,Hf)$  и влиять на саму структуру сплава, значительно улучшив механические свойства. В зависимости от исходного содержания в сплаве Sc, Zr и Hf величина кристаллов и игл различна. Снятие капель расплава на охлажденную жидким азотом медную пластину позволяет проследить трансформацию диаграммы состояния в условиях неравновесной кристаллизации. Особенностью высоких скоростей охлаждения является расширение области первичной кристаллизации твердого раствора алюминия [3]. При небольших концентрациях РЗМ они полностью входят в состав  $\alpha_{Al}$  и сохраняются там до полного охлаждения. При недостаточно быстром охлаждении для повышенных концентраций РЗМ могут образовываться грубые первые кристаллы фаз  $Al_3M$ . В этом случае наблюдается снижение концентрации РЗМ в твердом растворе алюминия. Распад твердых растворов с образованием вторичных дисперсоидов начинается ниже 500 °С. Структуры слитков изучались методами электронной и оптической микроскопии.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программ Уральского отделения РАН, проекты №№ 13-П-3-1016, 13-3-030-СГ.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Захаров В. В. Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов. // Металловедение и термическая обработка металлов, 2003. №7. С. 7-14.
2. Белов Н. А., Алабин А. Н. Перспективные алюминиевые сплавы с добавками циркония и скандия. // Цветные металлы, 2007. №2. С. 99-106.
3. Белов Н. А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: Изд. Дом МИСиС, – 2010. – 511 с.

### СОЕДИНЕНИЕ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ КОМПОЗИЦИОННЫМ ДИФфуЗИОННО-ТВЕРДЕЮЩИМ ПРИПОЕМ

Скачков В. М., Яценко С. П., Сабирзянов Н. А., Пасечник Л. А.  
*ИХТТ УрО РАН, г. Екатеринбург, Yatsenko@ihim.uran.ru*

Для соединения разнородных материалов уже более 40 лет применяют диффузионно-твердеющие припои (ДТП) на основе легкоплавких галлиевых композиционных сплавов. При конструировании новых приборов и аппаратов часто возникает задача по соединению разнородных материалов, имеющих различные химические и физические свойства. Одним из самых известных способов скрепления трудно соединяемых материалов, например, стекла, керамики, металлов и неметаллов (Al, Ti, Zr, Ta, Si, Ge и др.) является пайка припоями ориентировочного состава, мас. %: 2-98 Pb; 1-97,5 Sn; 0,5-60 Cd и 0,05-10 Zn, с температурой плавления ниже 180 °С. Такой состав наносят на поверхности с применением вибрации, предпочтительно, сверхзвуковой [1]. Существенными недостатками являются низкая температура распая и наличие токсичного свинца. ДТП после затвердевания имеет значительно более высокую температуру плавления. Припой состоит из многокомпонентных легкоплавких сплавов и порошков различных металлов, кроме того, может включать другие инертные наполнители. Самоотвердеющие припои составов, разработанных в Институте, твердеют за счет диффузионных процессов при температурной обработке (30...150°С), а после затвердевания имеют температуру распая 500...700 °С [2]. Низкотемпературная пайка, при которой еще не начинается объемная дегазация, повреждающая, например, геттерную пленку, дает возможность создать новое поколение дешевых и надежных опто- или микроэлектронных вакуумных приборов с долгим сроком службы. Возможно, что наиболее перспективным направлением развития vacuum microelectronic devices является объединение новых геттерных решений, позволяющих вводить вакуумную cavity реакционных материалов и низкотемператур-

ных методов запайки [3].

Жидкая составляющая ДТП, используемого в виде пасты, состоит из расплавленного галлия или другие его легкоплавких сплавов, которых известно более десятка [4]. Взаимодействие металлов и сплавов с жидкими галлиевыми эвтектиками является основой образования ДТП. В качестве второй твердой составляющей ДТП используются порошки металлов и сплавов с относительно высокой температурой плавления (Cu, Cu-Sn, Ag, Ni и др.), которые образуют с галлием интерметаллические соединения. Очень велик и может варьироваться набор параметров, задаваемых техническими требованиями для конкретной цели и характеризующих состав ДТП. Такими параметрами являются:

- предел прочности на срез до  $\sigma_{\text{срез}} = 60$  МПа с сопротивлением износу до 0,001 г/мин;
- предел прочности на отрыв материалов от 5 МПа до 20...25 МПа;
- коэффициент термического расширения может изменяться от нулевых и даже отрицательных до  $24,4 \cdot 10^{-6}$  град<sup>-1</sup>, варьируя состав [5, 6].

ДТП на основе галлия перспективны для: создания контактов на полупроводниках, модулях, пьезоэлементах, сложной монтажной пайки, крепления стержней граната, рубина, кварца, стекла в обоймах, создания герметичных соединений материалов с сильно отличающимися свойствами, лечения дефектов в сложных штамповарных изделиях и др. Получаемые преимущества: низкая температура работы с припоем, хорошая смачивающая способность, пастообразная консистенция составов, отсутствие растрескивания, деформации, окисления изделия, и возможность регулировать коэффициент термического расширения при соединении разнородных материалов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патент US 4106930, МПК В22К 35/12, 1978.
2. Патент РФ №2442680. Способ бесфлюсовой пайки разнородных материалов. С. П. Яценко, В. М. Скачков. Бюл. №5. 20.02.2012.
3. Konstantin A. Chuntanov, Sergey P. Yatsenko Getter Films for Small Vacuum Chambers // Recent Patents on Materials Science. 2013. V.6. №1. P.29-39.
4. Справочник по пайке. Под ред. И. Е. Петрухина. – М.: 2003. – 480 с.
5. Яценко С. П., Хаяк В. Г. Композиционные припои на основе легкоплавких сплавов. Екатеринбург: УрО РАН. – 1997. – 186с.
6. Ротермель М. В., Красненко Т. И., Петрова С. А., Захаров Р. Г. // Журнал неорганической химии, 2009. Т.54. № 1. С.22-26.

## ИССЛЕДОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Слобода А. А., Астанин В. В.\*

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Alexandr.slx@mail.ru*

*\*Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа*

Одним из основных направлений повышения эксплуатационных и технологических свойств промышленных сплавов является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методом изотермической прокатки в режиме низкотемпературной сверхпластичности [1]. Низкотемпературная сверхпластичность, как технологическое свойство, наиболее привлекательна для обработки давлением титановых сплавов, позволяя существенно снизить их окисление и газонасыщение, что особенно важно для получения тонкостенных деталей [2].

В настоящее время для проектирования операций обработки давлением широко используется математическое моделирование. Однако существующие программные пакеты моделирования содержат только стандартные реологические характеристики материалов. Для моделирования технологических процессов в режиме низкотемпературной сверхпластичности необходимо применение экспериментально полученных данных.

В настоящей работе описывается деформационное проведение тонких образцов из сплава ВТ6 с УМЗ структурой при испытании на растяжение в режиме низкотемпературной сверхпластичности.

Цели эксперимента включали:

1. определение реологических характеристик материала
2. использование полученных характеристик в математических пакетах для моделирования технологических процессов в режиме низкотемпературной сверхпластичности

Материал для испытаний получали всесторонней ковкой с понижением температуры с 900 °С до 650 °С с последующей прокаткой при температуре 650 °С [1, 3]. Размеры рабочей части длина – 25мм, ширина – 4мм, толщина – 0,5мм.

Режимы испытаний: температура испытаний – 600 °С, 650 °С, 700 °С, 750 °С; скорость деформации –  $3,2 \times 10^{-3} \text{с}^{-1}$ ,  $1,3 \times 10^{-3} \text{с}^{-1}$ ,  $6,5 \times 10^{-4} \text{с}^{-1}$ ,  $3,3 \times 10^{-4} \text{с}^{-1}$ ,  $1,3 \times 10^{-4} \text{с}^{-1}$

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Астанин В. В., Кайбышев О. А. Способ изготовления листового полуфабриката из титанового сплава. Патент RU № 2320771.
2. В. В. Астанин, Л. И. Хакимьянова. Низкотемпературная сверхпластичность сплава ВТ6 после изотермической прокатки. Авиационно-технологические системы: Межвуз. сб. науч. тр. / Под общ. ред. М. А. Анфёрова. – Уфа: Изд-во УГАТУ, 2004. с 236-245.
3. Salichev G. A., Valiakhmetov O. R., Galeev R.M. Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties // J. Mater. Sci. 1993. V. 28. P. 2898-2902.

## О СТАБИЛЬНОСТИ ПРОЦЕССА ВОЛНООБРАЗОВАНИЯ И СВОЙСТВА НА ТРУБНЫХ РЕШЁТКАХ СТАЛЬ+ТИТАН ДЛЯ КОНДЕНСАТОРОВ АЭС

Счастливая И. А., Федоров А. М., Первухина О. Л., Денисов И. В.\*,

Первухин Л. Б.\*\*

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург

\*ФГУП ИСМАН, г. Черноголовка

\*ООО «Битруб Интернэшнл», [bitrub@mail.ru](mailto:bitrub@mail.ru)

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 м<sup>2</sup>. Особенно это важно для таких изделий как трубные решётки конденсаторов турбоустановок АЭС, изготовленных из двухслойных листов с плакирующим слоем из титана.

Качество двухслойных листов после сварки взрывом, термообработки и холодной правки оценивается на сплошность соединения методом ультразвуковой дефектоскопии и по результатам испытания прочности соединения (отрыв, срез, изгиб) на образцах, отобранных из конечных зон листов (обычно из зоны окончания сварки взрывом). Ультразвуковой контроль позволяет объективно оценить сплошность соединения по всей поверхности двухслойного листа. Объективность оценки прочности соединения по всей поверхности двухслойного листа по результатам испытания 2...5 образцов у машиностроителей вызывает сомнения. 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)х3300х3700 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. Затем из образца шириной 100 мм с шагом 300

мм отбирали образцы для исследования микроструктуры и испытания прочности соединения на отрыв плакирующего слоя. 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 (рис. 1).

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. 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.

Показано, что технология производства крупногабаритных двухслойных ли-

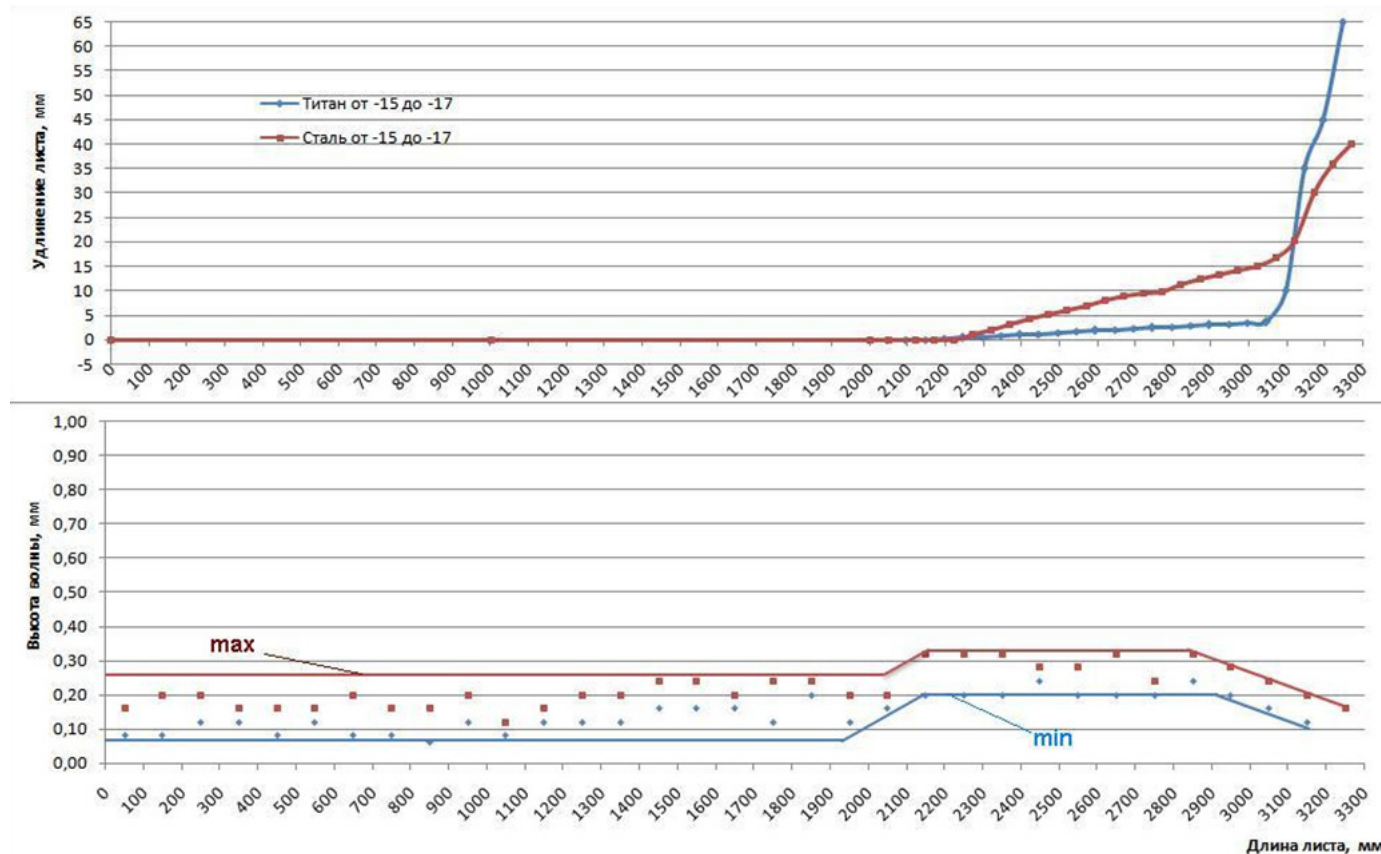


Рис. 1. Изменение размеров волн в соединении по длине макрошлифа из двухслойного листа марки 09Г2С+ВТ1-0 размерами 30(25+5)х3200х3600 мм и деформаций удлинения основного и плакирующего слоя

стов 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.

## **ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛА СТ3+12Х18Н10Т**

Трудов А. Ф., Попова Т. С.

*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Исследуемый композит был получен сваркой взрывом (СВ) на оптимальных режимах, обеспечивающих отсутствие опасных видов микронеоднородности на границах раздела слоев (оплавок, расслоений, трещин, непроваров и т.д.). Из биметаллической пластины в плоскости, перпендикулярной направлению сварки, были вырезаны плоские образцы с толщинами слоев: стали Ст3 – 8 мм и стали 12Х18Н10Т – 2 мм.

На одной из поверхностей образцов с помощью прибора ПМТ–3 наносили реперные линии, с интервалом 1 мм на базе 30 мм, образовавшие координатную сетку, позволяющую по ее линейным и угловым искажениям после изгиба определять величину деформации. Затем образцы подвергали деформации изгибом таким образом, чтобы ОШЗ находилась в растянутом (схема 1) или сжатом (схема 2) состояниях.

По изменению базовых расстояний между реперными линиями рассчитывали остаточные пластические деформации образцов в целом и каждого из исследуемых участков в отдельности. Об изменении свойств материала в сварных соединениях судили по распределению твердости в зависимости от величины деформации на заданном расстоянии от зоны соединения.

Измерение микротвердости показало, что упрочнение наиболее выражено в стали 12Х18Н10Т (3,5...4,7 ГПа), в сравнении со сталью Ст3 (2,0...3,6 ГПа). Это связано с большей способностью сталей аустенитного класса к деформационному упрочнению (наклепу).

Максимальные значения деформаций при трехточечном изгибе по схеме 1

в наружных слоях стали Ст3 (7 мм от границы) и стали 12Х18Н10Т (1 мм от границы) составили – 17,7 и 20,9 %, соответственно. На расстоянии 3 мм от зоны соединения в Ст3 остаточные деформации были близки к нулю.

При изгибе по схеме 2 максимальные значения деформации равны 41,7% для Ст3 (7 мм от границы) и 14,8% для стали 12Х18Н10Т (1 мм от границы). Деформация, близкая к нулю, располагалась на расстоянии 1 мм в Ст3.

Градиент микромеханических характеристик КМ поперек слоев, характерный для сваренных взрывом материалов, после деформирования претерпел изменения. При сопоставлении результатов замера микротвердости с величиной прошедшей деформации установлено следующее: микротвердость материала образцов, испытанных по двум схемам, после их деформации изгибом показал, что при деформации  $\varepsilon=2...5\%$  в ОШЗ наблюдается аномальное распределение микротвердости, появляются участки локального разупрочнения. Максимальная твердость ОШЗ Ст3 и стали 12Х18Н10Т, по слоям от границы соединения, составляющая при  $\delta=0\%$ , снижается.

Снижение микротвердости металла вблизи ОШЗ можно объяснить с позиций дислокационной теории. Сварка взрывом приводит к повышению плотности дислокаций вблизи границы раздела, что упрочняет материал в ОШЗ. Деформация изгибом вызывает движение дислокаций, которые на начальном этапе деформации сближаются и аннигилируют. Дальнейшее деформирование приводит к формированию новых дислокационных структур, повышению их плотности и упрочнению материала. При удалении от ОШЗ плотность дислокаций изначально ниже, что уменьшает вероятность их аннигиляции при деформировании.

При деформации  $\varepsilon>5\%$  участки локального разупрочнения отсутствуют, а кривые распределения микротвердости имеют традиционный характер.

## О ПРОИЗВОДСТВЕ КРУГЛОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ЗАГОТОВКИ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Трыков Ю. П., Даненко В. Ф., Гуревич Л. М.

*Волгоградский государственный технический университет, omd@vstu.ru*

Биметаллическая коррозионностойкая проволока с основным слоем (сердечником) из углеродистой стали и плакирующим – из нержавеющей стали обладает высокой механической прочностью и может найти применение для производства высоконагруженных канатов, пружин и других изделий, работающих в средах, вызывающих коррозионное или коррозионно-усталостное разрушение. Одним из методов производства биметаллической проволоки является горячая прокатка составной заготовки до получения катанки и последующее ее волочение.

Составную круглую заготовку углеродистая сталь + 12Х18Н10Т подвергали совместной горячей прокатке по следующей технологии [1]:

- прокатка на квадрат 50х50 мм по существующей системе калибровки валков ромб-квадрат, преимуществом которой является менее интенсивное остывание при прокатке углов полосы и всего сечения в целом;

- прокатка на круг диаметром 6,5 мм по существующей системе калибровки валков овал-квадрат, преимуществом которой является возможность прокатки с большими коэффициентами вытяжки, а также постоянное обновление ребер прокатываемой полосы, что обеспечивает более равномерное распределение температуры по поперечному сечению и более однородную структуру металла.

Установлено, что при высоких степенях деформации при непрерывной горячей прокатке окисная пленка на свариваемых поверхностях разрушается и не препятствует получению прочного соединения.

Для полученной биметаллической катанки характерно формирование развитой геометрически неоднородной границы соединения сталей, что обусловлено неравномерностью деформации, являющейся одной из особенностей процесса прокатки неплоских тел. Контур границы, сформированный на стадии прокатки, при дальнейших переделах волочения не изменялся и сохранялся практически неизменным по длине проволоки.

Проведен анализ технологии горячей прокатки, осуществляемой первоначально в несколько проходов по системе калибров круг-круг, затем овал – квадрат и окончательно круг-круг. При прокатке заготовок в калибрах по системе круг-круг происходит всестороннее равномерное сжатие двухслойного пакета, что обеспечивает схватывание компонентов по всей контактной поверхно-

сти и равномерное распределение плакирующего слоя вокруг сердечника. Сравнительно небольшая вытяжная способность системы калибров круг-круг делает прокатку непроизводительной. Поэтому промежуточное деформирование металла производится с применением системы калибров «овал-квадрат».

Для повышения производительности процесса предлагается первоначальную прокатку по системе калибров круг-круг осуществлять при температуре, составляющей 0,94...1,0 температуры  $A_{с3}$  металла обезуглероженной поверхности сердечника [2]. При этом обезуглероженный поверхностный слой сердечника находится в нестабильном структурном состоянии (смесь аустенита и феррита), деформация интенсифицирует фазовое превращение  $\alpha \rightarrow \gamma$ , и первоначальная прокатка по системе калибров круг-круг осуществляется в сверхпластичном состоянии металла, что способствует получению надежного сварного соединения всего лишь за один проход прокатки.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Трыков, Ю. П. Прогнозирование прочностных характеристик биметаллической коррозионностойкой проволоки / Ю. П. Трыков, В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, А. С. Сергиенко // Прокатное производство. - 2009. - №9. - С. 29-33.
2. Пат. 2463138 РФ, МПК В 23 К 20/04. Способ изготовления биметаллических прутков / В.Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, С. П. Писарев, Л. М. Гуревич, В. Ю. Цюцюра, С. А. Булаева; ВолгГТУ. - 2012.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОТИВОСВАРОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПРИПО- ВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Хазгалиев Р. Г., Дильмухаметова А. М.\*, Сафиуллин Р. В., Астанин В. В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

*\*Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, sloth.usatu@gmail.com*

Перспективная технология сверхпластической формовки и сварки давлением (СПФ\СД) позволяет получать самые разнообразные полые конструкции, узлы и детали для применения в авиакосмической отрасли. Одной из особенностей технологии СПФ\СД является использование противосварочных покрытий. В частности при изготовлении двух, трех и четырехслойных гофрированных и ячеистых конструкций противосварочные покрытия используются в операции сварки давлением. Покрытия наносятся на внутренние поверхности листовых титановых

заготовок по определенному рисунку. Сварка давлением титановых сплавов осуществляется при температурах 850...950 °С в вакууме, в течение продолжительного времени. В этих условиях происходит взаимодействие титанового сплава с компонентами покрытия, которое может приводить к образованию на внутренних поверхностях заготовок приповерхностного слоя с измененной микроструктурой и свойствами. Образование такого слоя может привести к изменению механических и усталостных свойств получаемых конструкций. В этой связи целью данной работы является изучение влияния противосварочных покрытий на микроструктуру и механические свойства приповерхностного слоя листового титанового сплава ВТ6. Известно, что в процессах СПФ\СД в качестве противосварочных покрытий наибольшее применение находят покрытия на основе нитрида бора (BN) и оксида иттрия ( $Y_2O_3$ ) [1...5]. Информация о влиянии этих покрытий на микроструктуру и свойства титанового сплава отсутствует.

В работе изучено влияние противосварочных покрытий на поверхностные слои титанового сплава ВТ6. Пластины с нанесенными покрытиями на основе нитрида бора (BN) и оксида иттрия ( $Y_2O_3$ ) отжигали в вакууме при 900 °С в течение 24 часов. Микроструктуру исследовали методами оптической микроскопии, а определение наличия микротрещин на поверхности – методами растровой электронной микроскопии. Измерение микротвердости на образцах позволяет определить, как меняются свойства по глубине от поверхности. Испытания на изгиб проводили на универсальной испытательной машине INSTRON при комнатной температуре. Для определения начала зарождения трещин использовали метод акустической эмиссии.

В результате испытаний в образцах, отожженных на воздухе и в вакууме с покрытием BN, определено наличие слоя со свойствами отличными от основного материала. Наличие такого слоя подтверждается как данными микроструктуры, так и данными по измерениям микротвердости. Покрытие  $Y_2O_3$  не изменило свойства поверхности, значения микротвердости постоянны по глубине.

Методом акустической эмиссии можно выявить зарождение трещин в материале до пластического течения. При упругом деформировании наблюдаются большое количество высокоамплитудных сигналов, с переходом в пластическую зону их интенсивность падает.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Е. Н. Петров, В. В. Родионов, Э. Н. Кузьмин, Р. Я. Лутфуллин, Р. В. Сафиуллин. Ячеистые конструкции. – Снежинск:Изд-во РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. – 176 с.
2. R. V. Safiullin. Letters on Materials 2, 32-35 (2012). [Р.В.Сафиуллин. Письма о материалах т.2. 32-35 (2012)]
3. R. V. Safiullin. Letters on Materials 2, 36-39 (2012). [Р.В.Сафиуллин. Письма о материалах

т.2. 36-39(2012)]

4. G. Lütjering, J. C. Williams. 3 Technological Aspects, Titanium, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2nd edition, 2007

5. D. G. Sanders, M. Ramulu. JMEPEG 13, pp. 744-752 (2004)

## **СОВРЕМЕННЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ В ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ: ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МАТРИЦЫ И НАПОЛНИТЕЛЯ**

Черезова В. А., Галигузов А. А.\*, Малахо А. П.\*, Авдеев В. В.\*

ООО «Системы для микроскопии и анализа», 143025, Московская область, д. Сколково,  
*cherezova@microscop.ru*

\*Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, *agaliguzov@tech.chem.msu.ru*

Впервые углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ) были получены в 1958 году и с тех пор нашли широкое применение в различных отраслях промышленности от производства высокотемпературных тиглей в металлургической отрасли до тормозных авиационных дисков и тепловой защиты возвращаемых космических аппаратов [1, 2]. Технологические процессы производства УУКМ отличаются в соответствии с типом армирующего наполнителя и прекурсора матрицы: в качестве первого используются углеродные волокна в виде дискретного и непрерывного наполнителя, в качестве второго – пеки различной природы, синтетические смолы для жидкофазного совмещения и газообразные прекурсоры для пиролитического уплотнения волокнистого каркаса [3]. Первые образцы УУКМ были получены на основе графитированного углеродного волокна с температурой обработки 2600...3000 °С и коксовой матрицы. В настоящее время наблюдается тенденция снижения температуры обработки волокна с использованием доступных связующих материалов при сохранении высоких эксплуатационных свойств.

В настоящей работе рассматривается влияние нескольких факторов на характеристики УУКМ фрикционного назначения: температуры обработки волокнистого наполнителя и свойств связующего. При получении УУКМ использованы углеродные волокна на основе полиакрилонитрила в виде рубленых отрезков длиной 30...40 мм с температурой обработки в диапазоне от 1400 до 2800 °С.

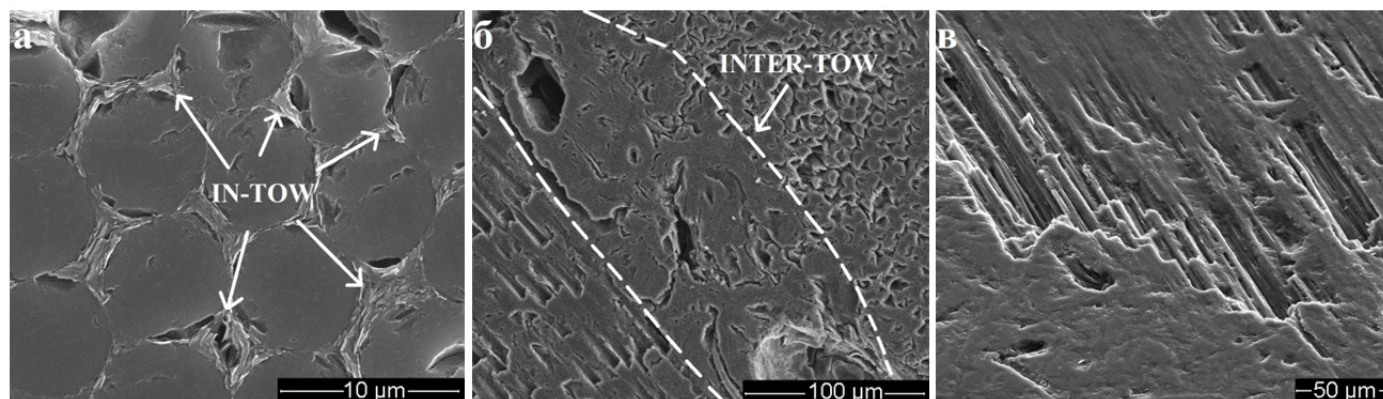


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения (а, б) и поверхности трения (в) УУКМ

В качестве прекурсора матрицы использован каменноугольный пек с различными аддитивами (технический углерод, природный графит, кокс, глобулярный науглерод). Технологический процесс основан на аэродинамическом формировании преформы, состоящей из наполнителя и порошка связующего с последующим горячим прессованием, предварительным обжигом и последующими стадиями уплотнения пористой заготовки каменноугольным пеком и карбонизацией под давлением. Конечные стадии получения УУКМ – высокотемпературная обработка при 2000 °С и пиролитическое уплотнение углеродом при температуре 980 °С.

Изучение микроструктуры УУКМ на различных стадиях получения показало наличие двух различных типов матрицы: «внутрижгутовой» (in-tow) и «межжгутовой» (inter-tow), которое определяется степенью разделения монофиламентов волокон в жгутах в процессе аэродинамического формирования преформы, что приводит к образованию различной текстуры матрицы с преобладанием анизотропной составляющей (участки с высокоориентированными ламелями толщиной 1...2 мкм) вокруг волокон во внутрижгутовой области и изотропной – в межжгутовой области. При этом наличие первого типа матрицы обусловлено явлением стресс-графитации связующего в процессе пиролиза [4]. На микроуровне межжгутовая матрица характеризуется большей пористостью. Введение дополнительного армирующего наполнителя в виде углеродных аддитивов позволяет снизить открытую пористость УУКМ в среднем с 9,8 % до 7,5 %. Прочность при изгибе значительно не изменяется, прочность при сжатии и твердость по Роквеллу увеличивается на 25 % и 64 %, соответственно. При механических испытаниях разрушение происходит по дефектам межжгутовой матрицы. В ходе трибологических испытаний было обнаружено, что отслоение происходит также преимущественно по дефектам в межжгутовой матрице. Введение дисперсного армирующего наполнителя позволяет снизить степень линейного износа (ЛИ) с 3,3 мкм/торм. до 1,8, 1,4, 1,4 и 1,6 мкм/торм. для глобулярного науглерода, природного графита, полукокса, технического графита, соответственно.

При увеличении температуры обработки волокнистого наполнителя с 1400 до 2800 °С происходит изменение как механизма разрушения волокон в процесс трения, так и взаимодействия волокна и матрицы на границе раздела, что определяет изменение механических и фрикционных свойств УУКМ: увеличение  $\sigma_f$  и  $\sigma_c$  на 14 % и 17 %, соответственно, снижение ЛИ в 6,4 раза. При этом наблюдается корреляция между значением ЛИ и модулем упругости и микротвердостью компонентов УУКМ.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Brahney J.H. 75 Years of Naval Aviation // Aerospace Engineering. 1987. No 34-39.
2. Morgan P. Carbon fibers and their composites. Boca Raton: Taylor & Francis Group. 2005. P.1010-1023.
3. Inagaki M. New Carbons. Control of Structure and Functions. Oxford: Elsevier Science Ltd. 2000. P.198-211.
4. Inagaki M, Kang F, Toyoda M, Konno H. Advanced Materials Science and Engineering of Carbon. Oxford: Elsevier Science Ltd. 2014. P.87-110.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООБМЕНА ПРИ КИПЕНИИ В СЛОИСТО-ПОРИСТОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ КОМПОЗИЦИИ МАТРИЧНОГО ТЕПЛООБМЕННИКА

Шевич Ю. А.

МГТУ им. Н. Э. Баумана, г. Москва, shevich@power.bmstu.ru

Высокие требования к эффективности, компактности и надежности теплообменных аппаратов в современных установках низкотемпературной техники в сочетании с новыми уникальными технологическими достижениями позволили создать конструкции теплообменных аппаратов (ТА), которые по сути представляют новое поколение в их развитии.

Таковыми ТА являются высококомпактные матричные аппараты, теплообменная поверхность которых, матрица, представляет собой слоисто-пористый композиционный материал. Эти ТА образованы набором плоских элементов – металлических перфорированных пластин (ПП) и проставки (металлической и неметаллической). Количество ПП в матрице может быть от нескольких десятков до нескольких сотен и даже тысяч. Конструкции матричных ТА могут быть изготовлены с помощью применения диффузионной сварки для надёжного соединения

всех плоских элементов в прочную и герметичную конструкцию. Кроме того, для изготовления плоских перфорированных элементов ТА применяется высокоточная штамповка, а также процессы электрохимического травления в сочетании с фотолитографией. Применение таких технологических процессов при изготовлении плоских элементов позволяет создавать совокупность микроканалов со строго заданными геометрическими параметрами.

Анализ конструкций высококомпактных испарителей с различными эффективными поверхностями теплообмена, включая и матричные, позволил предположить высокую интенсивность теплообмена при кипении в последних. Цель исследований теплообмена в матричных теплообменниках при кипении теплоносителя – разработка инженерной методики расчёта интенсивности теплообмена и выработка рекомендаций по конструированию испарительных элементов с матричной поверхностью теплообмена.

Для исследования особенностей кипения на матричной поверхности были разработаны и изготовлены шесть моделей двух типов и экспериментальный стенд.

Экспериментальные данные по теплообмену для развитого пузырькового кипения при естественной конвекции описаны таблицей 1 и зависимостью:

$$\alpha_{\text{кип}} = A \cdot q^{0,7}, \quad (1)$$

где коэффициент  $A^*=13,44$  одинаков для всех исследованных моделей матриц.

При  $q > 300$  (кВт/м<sup>2</sup>) паровые пузыри запирают канал, возникающий кризис теплообмена носит гидродинамический характер. Полученное значение плотности теплового потока является верхней границей применения соотношения (1). На рис. 1 представлены результаты полученные при различных массовых скоростях потока:  $w = 28,9 \dots 104,3$  кг/м<sup>2</sup>·с

При этом в области «А» преобладающий механизм теплообмена – пузырьковое кипение, в области «В» – вынужденная конвекция. В области «Б» – вклад обоих механизмов теплообмена соизмерим. Интенсивность теплообмена в области «Б» может

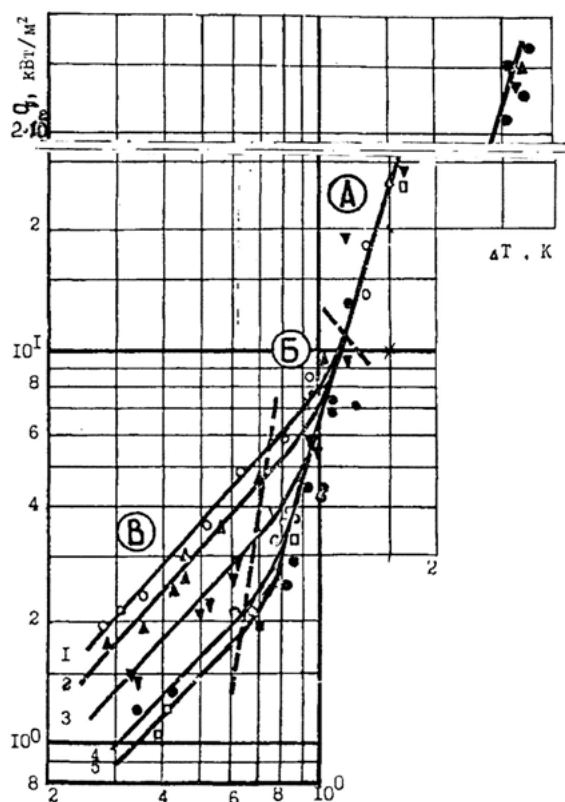


Рис. 1. Экспериментальные данные по кипению воды на матричной поверхности в условиях вынужденного течения: 1 –  $w=104,3$ ; 2 –  $w=83,0$ ; 3 –  $w=58,3$ ; 4 –  $w=32,5$ ; 5 –  $w=28,9$  кг/м<sup>2</sup>·с

Таблица

| Характер кипения        | $\Delta T_{\text{нг}}, \text{K}$ | M    | a     |
|-------------------------|----------------------------------|------|-------|
| частичное поверхностное | 6,8...34                         | 7,57 | 0,133 |
| развитое поверхностное  | 0...6,8                          | 22,4 | 2,33  |
| развитое пузырьковое    | 0                                | 22,4 | 0     |

быть рассчитана по соотношению аналогичному формуле С.С. Кутателадзе:

$$\alpha / \alpha_{\text{вк}} = \sqrt{(\alpha_{\text{кип}} / \alpha_{\text{вк}})^2 + 1}, \quad (2)$$

основанному на принципе суперпозиции двух независимых механизмов теплоотдачи. Предлагаемые соотношения позволяют обобщить с точностью  $\pm 20\%$  практически все экспериментальные данные, полученные при кипении насыщенной жидкости в канале матричного типа в условиях вынужденной конвекции. Расчёт интенсивности теплообмена в условиях кипения недогретой жидкости при естественной конвекции и вынужденном течении, как показали исследования, следует рассчитывать по зависимости (1), в которой значения коэффициента  $A_{\square} = (M - a \cdot \Delta T_{\text{нг}})$ , где M и a зависят от величины недогрева  $\Delta T_{\text{нг}}$  в соответствии с таблицей.

Для кипения при вынужденной конвекции и заданном паросодержании на входе также получены экспериментальные данные которые обобщены и представлены зависимостью:

$$\alpha / \alpha_{\text{вк}} = 7,25 (1 / \chi_{\text{tt}})^{0,5}, \quad (3)$$

здесь  $\chi_{\text{tt}}$  - параметр Мартинелли-Локкарта,  $\alpha_{\text{вк}}$  - коэффициент теплоотдачи определяемый по формуле для вынужденной конвекции однофазного теплоносителя. зависимость (3) справедлива для массовых скоростей  $m = 28,9 \dots 104,3 \text{ кг/м}^2 \cdot \text{с}$  и средних паросодержаниях  $X = 0 \dots 8\%$  (паросодержание на выходе из модели достигало 13%). Гидропотери двухфазного потока в матрице в основном определяются инерционной составляющей, которая может быть определена по зависимости:

$$\Delta P_{\text{тр}} = \Delta P_{\text{ж}} \cdot (1 + C / \chi_{\text{tt}} + 1 / \chi_{\text{tt}}^2),$$

где  $C=20$ , а комплекс  $(1 + C / \chi_{\text{tt}} + 1 / \chi_{\text{tt}}^2)$  представляет собой соотношение гидropотерь при течении парожидкостного потока и при течении жидкости.

По результатам исследований выполнен расчёт конденсаторов-испарителей трёх типов: пластинчато-ребристый, трубчато-ребристый и матричный. Кипящим теплоносителем являлся кислород, а конденсирующимся – азот. Анализ расчётов показал, что матричная конструкция аппарата по массогабаритным показателям в несколько раз, меньше аналогичной конструкции в трубчатом исполнении.

## ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫЕ УСЛОВИЯ РОСТА ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЫ В СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ СОЕДИНЕНИЯХ АЛЮМИНИЯ АД1 С НИКЕЛЕВЫМИ СПЛАВАМИ НП2 И Х20Н80

Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И., Таубе А. О.  
*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Сравнительное исследование температурно-временных условий роста диффузионной зоны (ДЗ) в сваренных взрывом соединениях алюминия АД1 с никелевыми сплавами НП2 и Х20Н80 включало: а) сварку взрывом биметаллических пластин суммарной толщиной 6 мм на режиме, обеспечивающем при разрывных испытаниях нормально границам соединений стабильное разрушение композиционных образцов при напряжениях 80...90 МПа; б) вырезку из полученных пластин образцов для нагревов размерами 10×10×6 мм; в) нагревы нескольких серий образцов в камерной печи с изменением в пределах каждой серии времени выдержки от 0,5 до 5ч, а от серии к серии – температуры от 580 до 630°С; г) приготовление из термообработанных образцов шлифов; д) определение на оптическом микроскопе «Olympus BX61» при 200-кратном увеличении толщины ДЗ.

Исследования показали, что рост ДЗ начинается с образования локальных участков, которые с повышением температуры и времени нагревов увеличиваются в размерах и срастаются в одну сплошную прослойку. Присутствующие на границе соединения после сварки взрывом алюминия АД1 с НП2 и Х20Н80 участки оплавленного металла после нагревов в диапазоне температур 580...630°С поглощаются ДЗ, которая растет по толщине с увеличением температуры и времени выдержки при термообработке.

Диффузионная зона в исследованных композитах состоит из двух прослоек: «темной» – со стороны никеля и «светлой» – со стороны алюминия, причем микротвердость «темной» прослойки в композите Х20Н80+АД1 значительно выше, чем в НП2+АД1.

Математическая обработка экспериментальных данных позволила установить, что для исследованных композиций скорость роста ДЗ следует параболическому закону:

$$h^2 = K \cdot (t).$$

Исследования показали, что химический состав никелевого сплава оказывает значительное влияние на величину энергии активации роста ДЗ ( $E_p$ ). Вычисленные по опытным данным значения  $E_p$  для композита АД1+Х20Н80 составили 166 КДж/моль, а для АД1+НП2 - 183 КДж/моль.

Преобразование известного уравнения Аррениуса путем подстановки в него вычисленных по экспериментальным данным значений  $E_p$  позволило выразить скорость роста ДЗ в сваренных взрывом соединениях никелевых сплавов НП2 и Х20Н80 с алюминием АД1 в следующем виде:

$$\text{АД1+НП2 } K = 9,74 \cdot 10^9 \cdot \exp\left(-\frac{1,83 \cdot 10^5}{RT}\right),$$

$$\text{АД1+Х20Н80 } K = 2,1 \cdot 10^9 \cdot \exp\left(-\frac{1,66 \cdot 10^5}{RT}\right).$$

Таким образом, легирование никеля хромом приводит к интенсификации диффузионных процессов в слоистом композите системы Al-Ni и изменению соотношения толщин прослоек, входящих в состав диффузионной зоны.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках базовой части государственного задания

## МЕЖФАЗНЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЯХ СИСТЕМЫ AL-NI ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ НАГРЕВАХ

Шморгун В. Г., Богданов А. И.

*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Одним из перспективных методов защиты деталей энергетического машиностроения от высокотемпературного окисления является создание на их поверхности слоистого покрытия  $\text{Ni/Ni}_2\text{Al}_3$ . С точки зрения эксплуатационной надежности таких покрытий важным представляется вопрос о влиянии изотермического отжига при 900...1000°C на последовательность и кинетику межфазного взаимодействия на границе  $\text{Ni/Ni}_2\text{Al}_3$ .

Анализ полученных экспериментальных данных позволил установить следующее. Выдержка покрытия  $\text{Ni/Ni}_2\text{Al}_3$  (толщина  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  50 мкм) в течение 2 часов при 1000°C привела к образованию между слоем никеля и  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  интерметаллидной прослойки  $\text{NiAl}$  толщиной ~25 мкм. После 4-часовой выдержки был обнаружен только интерметаллид  $\text{NiAl}$ . На дифрактограмме присутствовали также рефлексы от  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , что свидетельствовало о формировании на поверхности алюминиды  $\text{NiAl}$  оксидной пленки. Выдержка в течение 50 часов привела к трансформации

ции фазы NiAl в фазу  $Ni_3Al$ , а между слоем никеля и интерметаллидной прослойкой  $Ni_3Al$  образовался твердый раствор Ni(Al) – никелевый аустенит переменной концентрации. Увеличение времени выдержки до 100 часов привело к расширению зоны твердого раствора за счет уменьшения прослойки  $Ni_3Al$  (до 15 мкм) и слоя никеля (рис. 1).

Снижение температуры изотермического отжига с 1000 до 900°C существенно замедлило кинетику межфазного взаимодействия. Так, например, если при 1000°C для фазового перехода  $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$  было достаточно 4 часов, а  $NiAl \rightarrow Ni_3Al$  – 30 часов, то при 900°C – 15 и 150 часов, соответственно.

Зависимость длительности фазовых превращений от толщины слоя  $Ni_2Al_3$  сходна с соответствующей зависимостью от температуры. Так, увеличение тол-

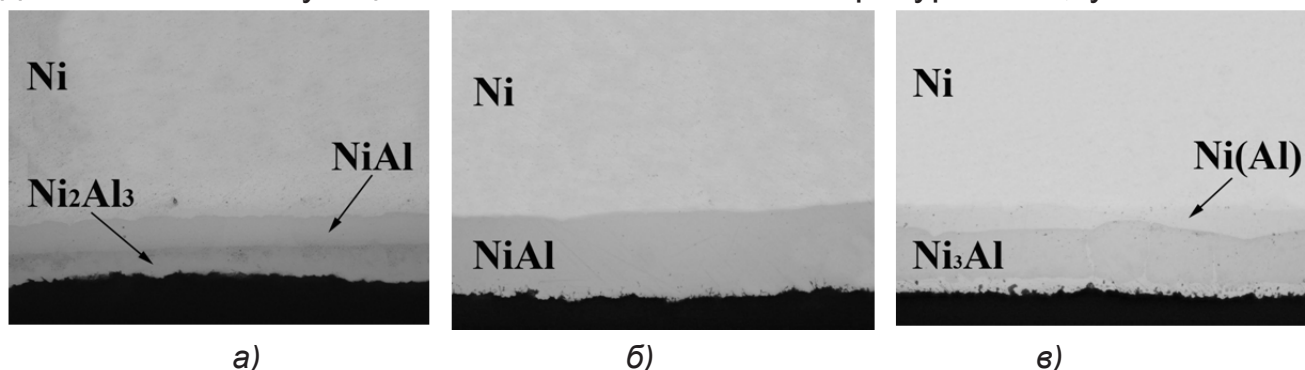


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения (а, б) и поверхности трения (в) УУКМ

щины  $Ni_2Al_3$  с 50 до 70 мкм позволило при 1000°C увеличить продолжительность фазового перехода  $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$  с 4 до 8 часов,  $NiAl \rightarrow Ni_3Al$  с 30 до 58 часов, а  $Ni_3Al \rightarrow Ni(Al)$  с 320 до 628 часов.

Таким образом, фазовые превращения в слоистом покрытии Ni/ $Ni_2Al_3$  при нагревах до 900...1000°C идут в следующей последовательности  $Ni/Ni_2Al_3 \rightarrow Ni/NiAl/Ni_2Al_3 \rightarrow Ni/NiAl \rightarrow Ni/Ni_3Al \rightarrow Ni(Al)$ . Длительность фазовых переходов определяется температурой нагрева и начальной толщиной интерметаллида  $Ni_2Al_3$ . Увеличение толщины каждого последующего слоя интерметаллида происходит, в основном, за счет изменения толщины слоя никеля, а интенсивность роста и исчезновения интерметаллидных прослоек в составе композита определяется температурно-временными условиями нагрева.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 13-08-00066 А и Совета по грантам Президента РФ (№ СП-5131.2013.1).

## ТЕМПЕРАТУРНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ, ВОЗНИКАЮЩИЕ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ СИСТЕМЫ NI-AL ПРИ ДИФфуЗИОННОМ ОТЖИГЕ

Шморгун В. Г., Богданов А. И.

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

Значительные различия в физико-механических свойствах, в частности коэффициентах термического линейного расширения (КТЛР), основных и интерметаллидных слоев в слоистых композитах делают крайне опасными температурные напряжения, возникающие как при диффузионном отжиге, так и при последующей работе материала.

В настоящей работе рассмотрено влияние соотношения толщин стального и алюминиевого слоя на величину температурных напряжений, возникающих в сваренном взрывом СКМ сталь Ст3 + никель НП2 + алюминий АД1 при его охлаждении после диффузионного отжига.

Для их оценки использовали стандартную методику, применяемую для расчета термобиметаллических пружин. При этом были сделаны следующие допущения: толщины никелевого и интерметаллидного слоя пренебрежительно малы по сравнению с толщиной стальной основы и алюминия; температура стали и алюминия равномерна по толщине; температурная зависимость КТЛР и модуля упругости отсутствует.

Значения напряжений оценивали по следующим зависимостям:

$$\sigma_{x_{Al}}^t = - \frac{(\alpha_1 - \alpha_2)\Delta t}{\left( \frac{1}{E_1\delta_1} + \frac{1}{E_2\delta_2} \right)} \left[ \frac{1}{\delta_1} + \frac{(\delta_1 + \delta_2)E_1 y}{2(E_1 J_1 + E_2 J_2)} \right], \quad (1)$$

$$\sigma_{x_{Cm}}^t = \frac{(\alpha_1 - \alpha_2)\Delta t}{\left( \frac{1}{E_1\delta_1} + \frac{1}{E_2\delta_2} \right)} \left[ \frac{1}{\delta_2} + \frac{(\delta_1 + \delta_2)E_2 y}{2(E_1 J_1 + E_2 J_2)} \right], \quad (2)$$

где  $\delta_1$  и  $\delta_2$ ,  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ ,  $E_1$  и  $E_2$  – толщина, КТЛР, модуль упругости алюминия и стали соответственно;  $\Delta t$  – температурный градиент;  $y$  – текущая координата;  $J_1$  и  $J_2$  – моменты инерции сечений верхнего и нижнего слоев относительно нейтральной линии (на единицу ширины).

Анализ результатов расчета свидетельствует о том, что максимальные растягивающие напряжения, возникающие в алюминиевом слое, реализуются при соотношении толщин слоев алюминия и стали ( $k$ )  $k < 0,1$  и  $k > 4$ . При этом уровень этих напряжений не превышает предела текучести алюминия при комнат-

ной температуре.

Для верификации полученных данных проводили расчет температурных напряжений методом конечных элементов с использованием пакета прикладных программ COMSOL Multiphysics. Сравнительный анализ полученных данных показал, что значения напряжений вблизи границы раздела слоев, рассчитанные по первому и второму вариантам, практически одинаковы.

Сопоставление полученных данных с результатами эксперимента показало, что при  $k = 0,07$  температурные напряжения величиной 87 МПа достаточны для разрушения слоистого композита по слою интерметаллида  $\text{NiAl}_3$ . При  $k = 2$  и величине напряжений 24 МПа во всем диапазоне толщин диффузионной прослойки (вплоть до 250 мкм) разрушения не наблюдалось (рис. 1).

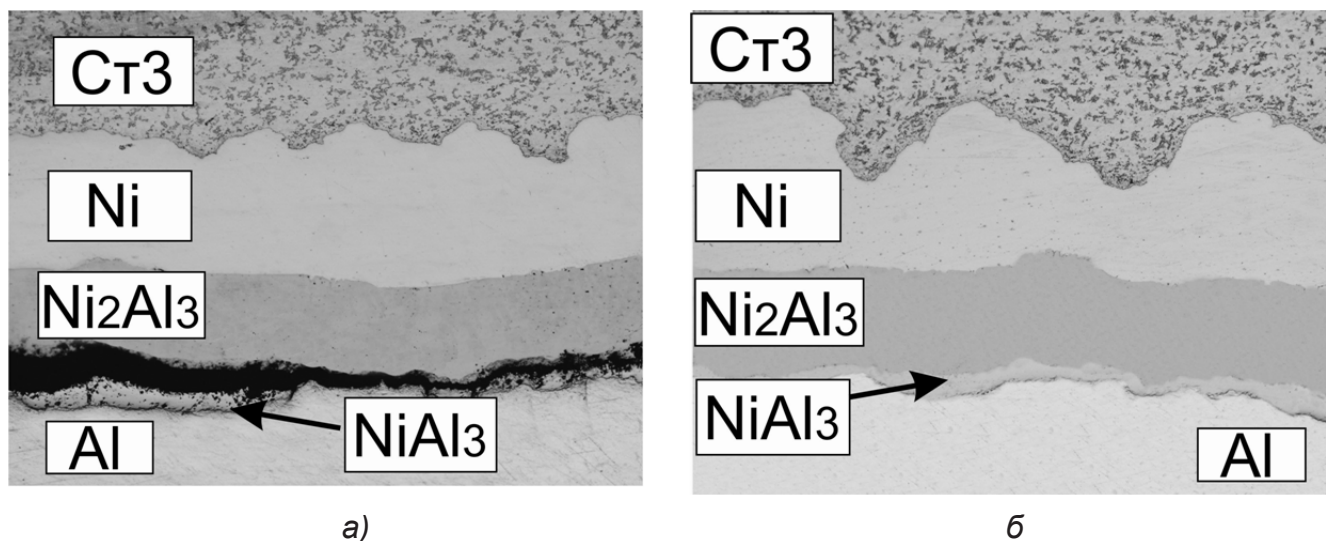


Рис. 1. Микроструктура СКМ Ст3+НП2+АД1 после охлаждения с температуры 600°C (выдержка 5 ч.), обеспечивающей формирование диффузионной зоны, при  $k$  равном 0,07 (а) и 2 (б)  $\times 500$

Полученные цифровые значения температурных напряжений могут быть использованы в практических целях при разработке технологического процесса получения слоистых металлических и интерметаллидных композитов на этапе выбора их конструкции, назначения режимов сварки взрывом, обработки давлением и диффузионного отжига.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 13-08-00066 А и Совета по грантам Президента РФ (№ СП-5131.2013.1)

## КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВЫХ СКМ ПРИ ИЗГИБЕ И ПРОКАТКЕ

Шморгун В. Г., Богданов А. И., Гуревич Л. М., Таубе А. О.  
Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

Неравномерность деформации слоистых композитов при прокатке и изгибе, обусловленная различием исходных прочностных характеристик составляющих их слоев, приводит к возникновению значительных остаточных напряжений, которые могут вызывать расслоение композитов или разрыв более твердых слоев. Интенсивно развивающиеся программные системы конечно-элементного анализа, например, ANSYS (компания ANSYS Inc., США), T-FLEX Анализ (компания «Топ Системы», Россия), ABAQUS (Abaqus Inc., США) позволяют, наряду с другими возможностями, моделировать процессы их деформирования.

Для моделирования процессов изгиба и прокатки трехслойного никель-алюминиевого композита использовался программный комплекс SIMULIA/Abaqus, предназначенный для конечно-элементных прочностных расчетов. Верификация расчетных моделей проводилась с использованием экспериментальных данных по распределению деформаций в поперечном сечении сваренного взрывом трехслойного никель-алюминиевого композита (АД1+НП2+АД1) после трехточечного изгиба (толщина слоев: АД1 – 1 мм, НП2 – 0,5 мм) и холодной прокатки (исходная толщина слоев: АД1 – 5 мм, НП2 – 2,5 мм). При задании расчетных схем материалы слоев задавались изотропными с повышающимися пределами текучести  $\sigma_{0,2i}$  при росте локальной пластической деформации по известным зависимостям.

Экспериментальные и расчетные кривые изменения пластической деформации в трехслойном СКМ после изгиба вдоль оси X деформированной сетки показаны на рис. 1, а послойной деформации трехслойного СКМ при прокатке – на

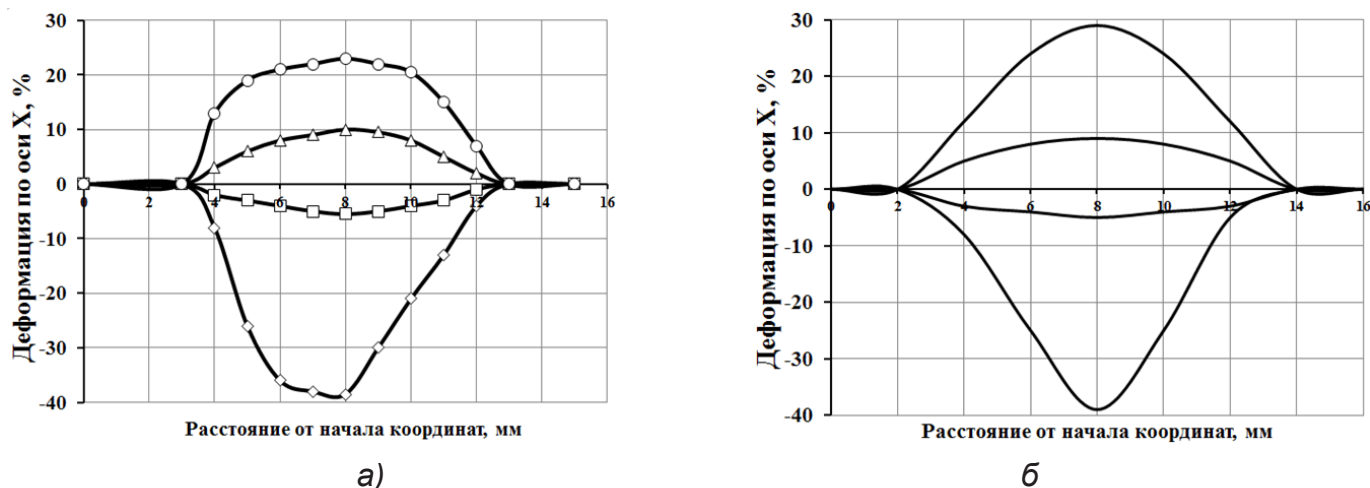


Рис. 1. Экспериментальные (а) и расчетные (б) кривые изменения пластической деформации в трехслойном СКМ после изгиба вдоль оси X деформированной сетки

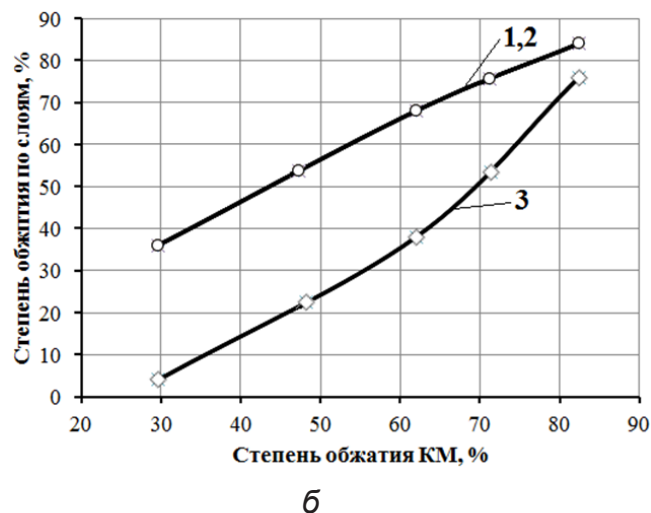
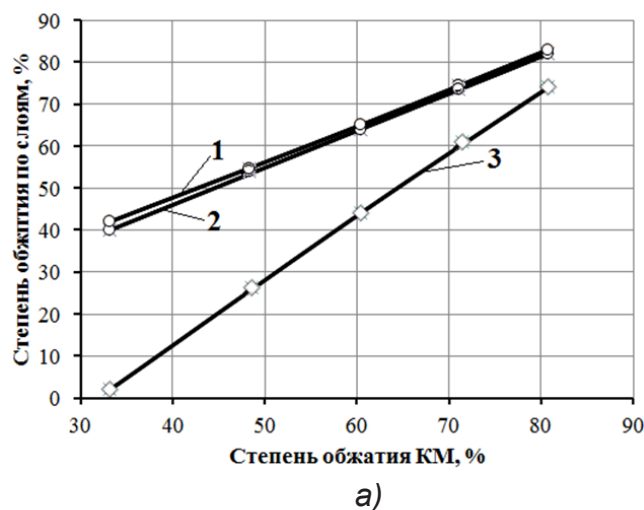


Рис. 2. Экспериментальная (а) и расчетная (б) зависимость высотной деформации слоёв при прокатке композита АД1+НП2+АД1 от суммарной степени обжатия СКМ:  
1,2 – АД1; 3 – НП2

рис. 2. Их анализ свидетельствует о хорошей сходимости расчета и эксперимента.

Различия в исходных прочностных характеристиках составляющих композита и неравномерность распределения между ними высотной деформации привели после прокатки к нарушению соотношения толщин слоев, как на установившейся стадии, так и в зонах отставания и опережения. При общем высотном обжатии СКМ до 30 % высотная деформация обладающего меньшим сопротивлением пластическому деформированию слоя АД1 возросла до 32 % при изменении толщины  $N_i$  не более 5 %.

Близость расчетных и экспериментальных значений пластической деформации подтверждает возможность применения программного комплекса SIMULIA/Abaqus для моделирования процесса трехточечного изгиба и холодной прокатки слоистого никель-алюминиевого композита.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках базовой части государственного задания

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОПЛАВЛЕНИЯ В СВАРИВАЕМЫХ ВЗРЫВОМ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ СИСТЕМЫ AL-NI

Шморгун В. Г., Богданов А. И., Трыков Ю. П.

*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

Получение качественного соединения алюминия с никелем традиционными способами (электронно-лучевая сварка, сварка плавлением и др.) весьма затруднительно ввиду значительного различия в их физико-химических свойствах. Более эффективным способом соединения является сварка взрывом. Однако при завышении параметров сварки на межслойной границе происходит оплавление контактирующих поверхностей свариваемых металлов, что может приводить к снижению прочности соединения. Целью данной работы являлось изучение закономерностей формирования химической микронеоднородности на границе соединения алюминий-никель, полученного сваркой взрывом.

Известно, что степень оплавления в свариваемых взрывом соединениях определяется уровнем пластической деформации поверхностных слоев металлов, а, следовательно, и долей кинетической энергии, затрачиваемой на его реализацию ( $W_2$ ). Металлографические исследования показали, что если граница соединения имеет слабо развитый волновой профиль ( $1,00 < W_2 < 1,86$  МДж/м<sup>2</sup>), то оплавы имеют округлую форму, а их структура травлением не выявляется. Микротвёрдость оплавов составляет 3,8...4,7 ГПа, а площадь единичного оплава – 0,007...0,018 мм<sup>2</sup>.

Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа оплавленный металл имеет практически постоянный химический состав (~24,3 мас. % Ni), не отвечающий стехиометрическому составу алюминида никеля  $NiAl_3$  и не входящий в области гомогенности ни одного другого алюминида, имеющих при комнатной температуре на диаграмме состояния сплавов системы Ni-Al ( $Ni_2Al_3$ ,  $NiAl$ ,  $Ni_5Al_3$  и  $Ni_3Al$ ). Ускоренная кристаллизация в неравновесных условиях приводит к тому, что даже при больших увеличениях структура оплава визуально гомогенна без выделений в матрице второй фазы, в то время как структура сплава аналогичного химического состава в условиях квазистатической кристаллизации должна представлять собой кристаллы  $NiAl_3$  и эвтектику  $Al(Ni) + NiAl_3$ .

Интенсификация режимов сварки ( $1,86 < W_2 < 2,13$  МДж/м<sup>2</sup>) приводит к образованию структурно неоднородных локальных оплавов площадью 0,032...0,041 мм<sup>2</sup>. В них, наряду с участками, близкими по составу (~21,4 мас. % Ni) к выше описанным, наблюдаются участки с повышенным содержанием никеля ~37,3...45,5 и ~54,3 мас. %, которые по составу соответствуют твердым растворам на

базе алюминидов никеля  $\text{NiAl}_3$  и  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ . Анализ результатов микродюрметрических испытаний показал, что микротвердость участков алюминида  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  в 1,3...1,5 раза выше, чем  $\text{NiAl}_3$ , и составляет 8,3...9,1 ГПа.

Увеличение  $W_2$  с 2,13 до 2,30 МДж/м<sup>2</sup> приводит к росту площади локальных участков оплавленного металла до 0,042...0,048 мм<sup>2</sup>, а также объемного содержания в них более твердой фазы  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ . При  $W_2 > 1,90$  МДж/м<sup>2</sup> структура оплавов преимущественно дендритная, в большинстве из них имеются дефекты кристаллизационного характера (поры, трещины), которые могут в значительной степени влиять на работоспособность сварного соединения.

Таким образом, интенсификация режимов сварки взрывом, сопровождающаяся ростом удельной кинетической энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию поверхностных слоев металлов, увеличение площади локальных участков оплавленного металла приводит к трансформации структуры оплава – от невыявляемой травлением (со средневзвешенным содержанием Ni ~21,4 мас. %), до дендритной, приближающейся к квазиравновесному фазовому составу (со средневзвешенным содержанием Ni ~ 28,7 мас. %). Полученные данные могут быть использованы в практических целях как при назначении оптимальных режимов сварки взрывом алюминия с никелем, так и при создании слоистых интерметаллидных композитов системы Al-Ni.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 13-08-00066 А и Совета по грантам Президента РФ (№ СП-5131.2013.1)

## РАСЧЕТ СКОРОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В СВАРИВАЕМЫХ ВЗРЫВОМ НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЯХ

Шморгун В. Г., Богданов А. И., Гуревич Л. М.

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

В настоящей работе произведена оценка времени существования локального оплава в жидком состоянии по методу сосредоточенных источников. Для оплавов, моделируемых цилиндрами, вытянутыми в направлении, перпендикулярном направлению процесса сварки взрывом, применимо уравнение мгновенного линейного источника:

$$T(r, t) = \frac{Q}{4\pi\lambda t} \exp \left( -\frac{r^2}{4at} \right) \quad \text{Вт}, \quad (1)$$

где  $T$  – температура в локальной точке;  $Q$  – линейная интенсивность источника, равная теплосодержанию единицы длины оплавленного участка;  $r$  – расстояние от источника до точки тела с определяемой температурой;  $t$  – промежуток времени от окончания действия источника;  $\lambda$ ,  $a$ ,  $b$  – коэффициенты теплопроводности, температуропроводности и поверхностной теплоотдачи соответственно.

Приравняв в уравнении (1)  $r$  и  $b$  к нулю и продифференцировав по времени, получим формулу для расчета мгновенной скорости охлаждения оплавов, образующихся при заданной температуре:

$$V = \frac{4\pi\lambda T^2}{Q} \quad (2)$$

Тепловую интенсивность мгновенного линейного источника определим как теплоту, аккумулированную единицей длины оплава площадью поперечного сечения  $S$ :

$$Q = Sp(cT_{пл} + E_{пл}), \quad (3)$$

где  $\rho$ ,  $c$ ,  $T_{пл}$  и  $E_{пл}$  – плотность, удельная теплоемкость, температура плавления, удельная теплота плавления оплавленного металла, соответственно.

При расчетах были приняты следующие допущения: использованы величины констант металлов при нормальной температуре; величины  $\rho$ ,  $c$ , и  $E_{пл}$  для оплавленного металла определены по правилу аддитивности, исходя из массовых долей в них никеля и алюминия в соответствии с концентрационными кривыми; максимальная температура оплава  $T_{пл}$  принималась равной температуре ликвидус сплава системы Ni-Al аналогичного химического состава по диаграмме состояния; температура солидуса  $T_c$  в условиях высоких скоростей охлаждения равна 0,8 абсолютной температуры плавления алюминия; средняя скорость

Таблица  
Скорость охлаждения и длительность существования оплава различной площади в жидком состоянии

| Энергия, затраченная на пластическую деформацию при сварке | Площадь локального оплава | Средне-взвешенное содержание никеля | Температура ликвидус | Температура солидус | Скорость охлаждения   |          |          | Время существования расплава |
|------------------------------------------------------------|---------------------------|-------------------------------------|----------------------|---------------------|-----------------------|----------|----------|------------------------------|
|                                                            |                           |                                     |                      |                     | $V_{Тпл}$             | $V_{Тс}$ | $V_{ср}$ |                              |
| $W_2$ , МДж/м <sup>2</sup>                                 | $S$ , мм <sup>2</sup>     | mNi, мас. %                         | $T_{пл}$ , К         | $T_c$ , К           | 10 <sup>7</sup> , К/с |          |          | $T_{рас}$ , с                |
| 1,2                                                        | 0,0143                    | 24,3                                | 1106                 | 746                 | 4,2                   | 1,9      | 3,05     | 1,2·10 <sup>-5</sup>         |
| 2,0                                                        | 0,0394                    | 28,7                                | 1147                 |                     | 1,6                   | 0,7      | 1,15     | 3,5·10 <sup>-5</sup>         |
| 2,25                                                       | 0,0457                    | 30,4                                | 1177                 |                     | 1,4                   | 0,6      | 1,0      | 4,3·10 <sup>-5</sup>         |

охлаждения оплава  $V_{\text{ср}}$  в интервале кристаллизации равна среднему арифметическому скоростей охлаждения на граничных точках интервала ликвидус ( $V_{\text{Тпл}}$ ) и солидус ( $V_{\text{Тс}}$ ); учитывая теплопередачу в две полубесконечные пластины Ni и Al, использовали эффективный коэффициент теплопроводности  $\lambda = (\lambda_{\text{Ni}} + \lambda_{\text{Al}})/2$

На основе имеющихся экспериментальных данных был произведен расчет, результаты которого представлены в таблице.

Анализ результатов расчета показывает, что связанное с ростом энергии  $W_2$  увеличение площади оплавов приводит к уменьшению скорости охлаждения, росту времени существования расплава и трансформации его структуры от визуально гомогенной (без выделений в матрице второй фазы) до – приближающейся к квазиравновесному фазовому составу.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 13-08-00066 А и Совета по грантам Президента РФ (№ СП-5131.2013.1)

## ФОРМИРОВАНИЕ ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ В КОМПЗИТЕ СИСТЕМЫ AL-NI ПРИ ЖИДКОФАЗНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ

Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И., Таубе А. О.  
*Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru*

В работе [1] показано, что добиться значительного увеличения интенсивности диффузионных процессов на межслойных границах слоистых композитов можно за счет проведения термообработки (ТО) при температуре выше температуры эвтектического превращения, т.е. при так называемом контактном плавлении, а также в присутствии жидкой фазы.

В настоящей работе исследованы структура и фазовый состав диффузионной зоны (ДЗ), полученной при нагревах слоистых композитов системы Al-Ni выше температуры эвтектического превращения.

Металлографический анализ межслойной границы биметалла после его ТО в условиях контактного плавления (640 °С) и в присутствии жидкой фазы (660 °С) показал, что ТО приводит к образованию на межслойной границе сплошной ДЗ, состоящей из двух прослоек, разделенных четкой границей. Микротвердость прослойки со стороны никеля (фаза  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ ) составляет 9,7 ГПа, со стороны алюминия – 7,5 ГПа (фаза  $\text{NiAl}_3$ ). К сплошной прослойке со стороны алюминия примыкает

зона расплава с включениями интерметаллида  $\text{NiAl}_3$ .

Формирование такой структуры ДЗ можно объяснить ростом и разрушением интерметаллида  $\text{NiAl}_3$  при ТО под действием напряжений, возникающих вследствие различий в объемах прореагировавшего никеля и интерметаллида. Слой  $\text{NiAl}_3$ , входящий в состав сплошной ДЗ, находится в условиях сложного напряженного состояния с напряжениями, увеличивающимися по мере ускорения его роста. В связи с низкой пластичностью  $\text{NiAl}_3$  после достижения критической толщины, и, следовательно, критических напряжений, слой может подвергнуться трещинообразованию и разрушению. Отделившиеся от слоя фрагменты оголяют новую поверхность, по которой химическая реакция возобновляется. Выделенная на реакционной поверхности теплота экзотермической реакции формирования  $\text{NiAl}_3$  увеличивает температуры продуктов реакции и контактирующего с ними расплава алюминия, что приводит при 640 °С к росту столбчатых кристаллов, возникновению градиента температур и конвективных потоков расплава. Циркулирующие потоки расплава в восходящем направлении транспортируют от зоны реакции отделившиеся фрагменты  $\text{NiAl}_3$ , последние растворяются в жидком алюминии и при последующем охлаждении формируются в виде отдельных включений в алюминиевой матрице по обычному механизму кристаллизации.

Установлено, что повышение температуры и времени ТО приводит к интенсификации процесса роста и разрушения интерметаллида  $\text{NiAl}_3$  и увеличению объемного содержания интерметаллидных включений в закристаллизовавшемся расплаве алюминия.

Таким образом, в результате взаимодействия никеля с расплавом алюминия при термообработке сваренного взрывом биметалла никель НП2+алюминий АД1 структура закристаллизовавшегося расплава является матричной с дисперсными интерметаллидными включениями  $\text{NiAl}_3$  в твердом растворе на основе алюминия. Со стороны никеля к нему прилегает сплошная диффузионная зона, состоящая из двух прослоек алюминидов  $\text{NiAl}_3$  и  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ .

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шморгун, В. Г. Влияние высокотемпературной термообработки на структуру и свойства медно-алюминиевого слоистого интерметаллидного композита/ В. Г. Шморгун [и др.] // Конструкции из композиционных материалов. – 2007. – № 2. – С. 37–42.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках базовой части государственного задания

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ УСЛОВИЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ, СФОРМИРОВАННОЙ В СИСТЕМЕ Ti-Cu В ПРИСУТСТВИИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ

Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Кулевич В. П.

Россия. Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

Известно [1...4], что нагрев слоистых металлических композитов систем выше температуры эвтектического превращения приводит к одновременному протеканию двух процессов – плавления и реактивной диффузии. В результате на границе раздела слоев формируется диффузионная зона, структура и фазовый состав которой контролируется температурно-временными условиями термообработки (ТО).

Проведенные нами исследования показали, что контактное плавление в системе Ti-Cu начинается при температуре выше 900 °С, поэтому исследование структуры и свойств межслойной границы сваренного взрывом биметалла медь М1 (4 мм)+титан ВТ1-0 (4 мм) проводили после его ТО 900...980 °С с различными временами выдержки.

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что с увеличением времени выдержки прослойка растет до тех пор, пока весь титановый слой не трансформируется в диффузионную зону. Интенсивность взаимодействия определяется, в основном, температурой нагрева. Структура диффузионной зоны в ее поперечном сечении неоднородна. У границы с титаном значения твердости (4,8...5,1 ГПа) в среднем в полтора раза выше, чем у границы с медью. При переходе от одной структурной составляющей к другой наблюдается достаточно большой разброс значений микротвердости (до 0,8 ГПа).

Сопоставление массовой доли прореагировавших компонентов (оценивали по изменению толщины соответствующего слоя) с диаграммой состояния Ti-

Таблица

Оценка фазового состава по количеству прореагировавших компонентов

| Температура | Время | Исходная толщина | Прореагировавшие компоненты |        | Cu / Ti | Фазовый состав согласно                                                  |
|-------------|-------|------------------|-----------------------------|--------|---------|--------------------------------------------------------------------------|
| °С          | мин   | мм               | Cu, мм                      | Ti, мм | об. %   |                                                                          |
| 900         | 15    | 4+4              | 0,87                        | 0,086  | 91/9    | (Cu) + TiCu <sub>4</sub>                                                 |
|             | 30    |                  | 0,959                       | 0,196  | 83/17   | TiCu <sub>2</sub> + TiCu <sub>4</sub>                                    |
|             | 60    |                  | 0,497                       | 1,49   | 25/75   | αTi + Ti <sub>2</sub> Cu                                                 |
| 920         | 15    |                  | 1,453                       | 0,484  | 75/25   | TiCu <sub>2</sub> + TiCu <sub>4</sub>                                    |
| 940         | 15    |                  | 2,0                         | 0,985  | 67/33   | Ti <sub>2</sub> Cu <sub>3</sub> + TiCu <sub>4</sub>                      |
| 960         | 15    |                  | 1,598                       | 1,802  | 47/53   | Ti <sub>3</sub> Cu <sub>4</sub> + TiCu                                   |
| 980         | 15    |                  | 1,548                       | 2,052  | 43/57   | Ti <sub>3</sub> Cu <sub>4</sub> + Ti <sub>2</sub> Cu <sub>3</sub> + TiCu |

Си позволило в первом приближении оценить фазовый состав диффузионной зоны. Результаты такой оценки представлены в таблице. Их анализ свидетельствует о том, что состав диффузионной зоны должен меняться в зависимости от температурно-временных режимов ТО.

Расшифровка дифрактограмм после рентгеновской съемки со стороны диффузионной зоны показала, что после ТО (900 °С) в течении 15 мин. в составе диффузионной зоны идентифицируются линии, соответствующие интерметаллидам  $TiCu$ ,  $TiCu_3$  и  $TiCu_4$ , а при 960 °С -  $Ti_3Cu_4$ ,  $TiCu$ ,  $TiCu_3$  и  $TiCu_2$ .

#### Вывод

Диффузионное взаимодействие в присутствии жидкой фазы приводит к исчезновению сформировавшегося при сварке взрывом на границе раздела титанового и медного слоев волнового профиля и формированию на поверхности меди диффузионной зоны, структура и фазовый состав которой определяются температурно-временными режимами термообработки и массовой долей прореагировавших компонентов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kundu. S. Diffusion bonding of commercially pure titanium to 304 stainless steel using copper interlayer / S. Kundu, M. Ghosh, A. Laik, K. Bhanumurthy, G. B. Kale, S. Chatterjee // Materials Science and Engineering - 2005 (A 407). p. 154–160.
2. Bratanich. T. I., "Kinetics of destructive hydrogenation of  $Ti_2Cu$  and  $TiCu$  intermetallides / T. I. Bratanich, V. V. Skorokhod, and O. V. Kucheryavyi // Powder Metall. Met. Ceram - 2010, №6, p.330–338.
3. R. K. Shiue, S. K. Wu, C. H. Chan, and C. S. Huang: Infrared brazing of  $Ti-6Al-4V$  and 17-4 PH stainless steel with a nickel barrier layer. Metall. Mater. Trans. A37,2207 (2006).
4. Шморгун В. Г. Формирование структуры диффузионной зоны СИК системы Ni-Al в присутствии жидкой фазы / Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Богданов А. И., Арисова В. Н // № 5(78). – Волгоград: ИУНЛ ВолгГТУ, 2011.– Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 5. с. 11-14.

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России и грантов РФФИ 13-08-00066 и 13-08-97025

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ МЕДНО-ТИТАНОВЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ

Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Бондаренко Ю. И.  
Россия. Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований структуры и механических свойств медно-титановых слоистых (СКМ) М1+ВТ1-0+М1 (0,45 мм Cu + 0,6 мм Ti + 0,45 мм Cu) и металл-интерметаллидных композитов (СМИК).

Анализ результатов металлографических исследований позволил установить следующее. Структура участков оплавленного металла на межслойной границе сваренного взрывом СКМ представляет собой механическую смесь меди и интерметаллидных включений  $TiCu_4$ . Диффузионные прослойки, формирующиеся при температуре интенсивной диффузии (850 °С), на первом этапе повторяют контур оплава, а затем по мере увеличения времени выдержки «поглощают» его, выравнивая свой стехиометрический состав: со стороны меди образуется интерметаллид  $TiCu$ , а со стороны титана –  $Ti_2Cu$ .

Фазовый состав диффузионной зоны зависит от продолжительности высокотемпературного воздействия. При малых временах выдержки (1...5 ч) в ее составе, наряду с твердыми растворами на основе меди и титана, обнаружены две прослойки с фазовым составом  $Ti_2Cu$  и  $TiCu$ . При увеличении времени термообработки до 10 ч идентифицируется сплошная прослойка с фазовым составом  $Ti_3Cu_4$ .

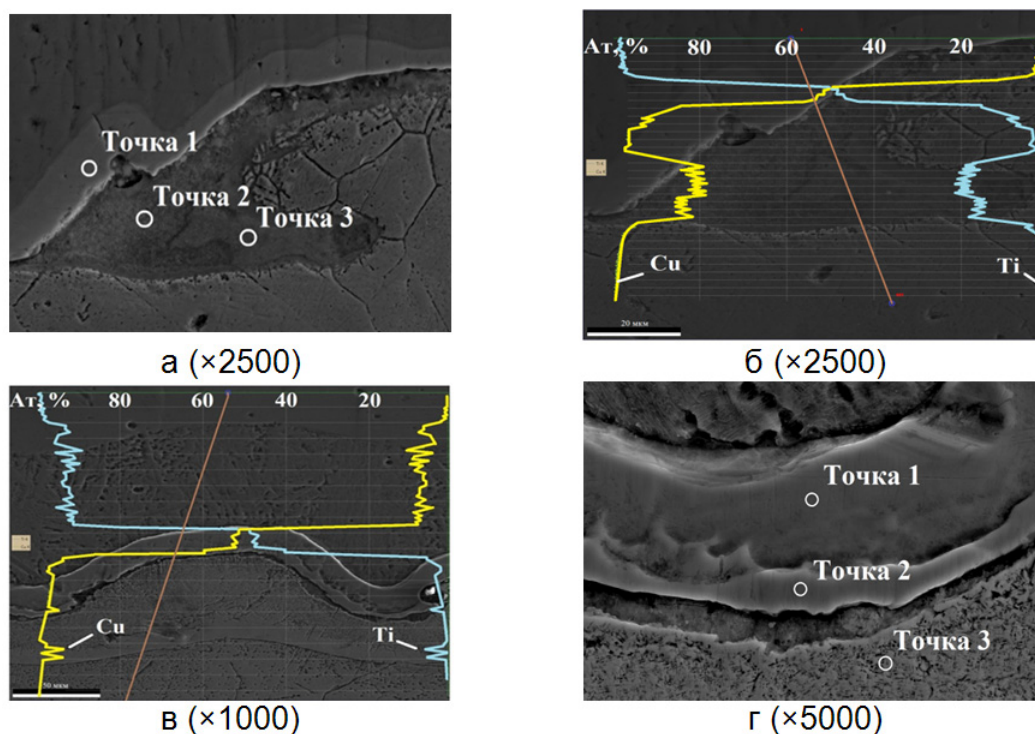


Рис. 1. Микроструктура диффузионной зоны и характер распределения химических элементов после термообработки 850 °С: 1ч (а-б) и 10 ч (в-г)

Таблица

Результаты микроанализа химического состава в различных точках после отжига (рис. 1)

| Время ТО, ч | № точки | Элемент | Массовый % | Атомный % | Погрешность, % | Фаза                            |
|-------------|---------|---------|------------|-----------|----------------|---------------------------------|
| 1           | 1       | Ti      | 39,93      | 47,71     | 1,6            | TiCu                            |
|             |         | Cu      | 60,07      | 53,29     | 1,43           |                                 |
|             | 2       | Ti      | 0,69       | 0,91      | 5,05           | Cu                              |
|             |         | Cu      | 99,31      | 99,09     | 0,94           |                                 |
|             | 3       | Ti      | 17,01      | 21,38     | 1,89           | TiCu <sub>4</sub>               |
|             |         | Cu      | 82,99      | 78,62     | 1,16           |                                 |
| 10          | 1       | Ti      | 42,21      | 49,21     | 1,54           | CuTi                            |
|             |         | Cu      | 57,79      | 50,79     | 1,51           |                                 |
|             | 2       | Ti      | 34,69      | 41,33     | 1,63           | Ti <sub>3</sub> Cu <sub>4</sub> |
|             |         | Cu      | 65,31      | 58,67     | 1,4            |                                 |
|             | 3       | Ti      | 4,42       | 5,78      | 2,28           | Тв. р.                          |
|             |         | Cu      | 95,58      | 94,22     | 0,99           |                                 |

Микроструктура диффузионной зоны и характер распределения химических элементов после термообработки приведены на рис. 1, а результаты микроанализа химического состава – в таблице.

Результаты механических испытаний показали, что температурная зависимость прочности трехслойного СКМ подчиняется правилу смеси.

Согласно полученным расчетно-экспериментальным путем данным прочность диффузионной зоны в СММК системы Ti-Cu, сформированной при температуре 850 °С в течение 100 ч, с повышением температуры испытания от 20 до 700 °С постепенно снижается с 420 до 200 МПа. Разрушение СММК во всем исследованном температурном диапазоне хрупкое ( $\delta = 0,3...0,4$  %).

## **СЕКЦИЯ “КЕРАМИЧЕСКИЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ”**

### **ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА АУСТЕНИТА НА ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПОРОШКОВЫХ СПЛАВАХ «ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ-УГЛЕРОД»**

Анциферов В. Н., Оглезнева С. А.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,  
osa@pm.pstu.ac.ru*

Важным процессом, протекающим при формировании структуры порошковых сталей, является мартенситное превращение. В настоящее время нет единой теории описания данного механизма и существуют следующие подходы: кристаллографические теории, термодинамический подход, динамический подход.

Целью работы было исследование влияния размера зерна аустенита на температуры аустенитно-мартенситных превращений в порошковых сплавах «железо-никель-углерод». Исследование структурно-фазового состава сплавов Fe-31%Ni-(0...0,21)%C, определение критического размера зерна аустенита, при котором фазового превращения не происходит, в рамках динамической теории фазового превращения.

Образцы получали методом прессования порошков и последующего спекания при температуре 900...1200 °С. Для получения образцов использовались порошки железа карбонильного (ВМ), никеля карбонильного (ПНК УТ-3), коллоидальный графит (С1). Варьирование размера зерна производили путем применения однократного или двукратного прессования с промежуточным отжигом. Количественный анализ содержания углерода в сталях проводили по ГОСТ 12344-88. Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе «Acsiovert» и аналитическом автоэмиссионном растровом электронном микроскопе ULTRA 55/60 Carl Zeiss с разрешением 1 нм, оснащенном спектральным анализатором INCA. Измерение размера зерна выполняли по методу измерения длин хорд по ГОСТ 5639-82. Рентгенофазовый анализ образцов сталей проведен на дифрактометре ДРОН-4-13 в излучении  $K_{\alpha}$ -Co. Твердость измеряли по методу по ГОСТ 9013-59. Температуру аустенитно – мартенситного превращения измеряли магнитометри-

ческим методом по изменению магнитного момента сплава на установке MPMS – XL-5 при температурах от 1,8 до 400K.

Рентгенофазовым анализом установлено, что во всех сплавах после спекания сформировалась гомогенная полностью аустенитная структура. При исследовании структурно-фазового состава сплавов Fe-31 % Ni и Fe-31 % Ni-(0,13...0,21) % C на основе карбонильных порошков с размерами 3...10 мкм, установлено, что добавление углерода активизирует спекание и уменьшает пористость от 10 до 3 %, что в свою очередь способствует повышению структурно-чувствительной характеристики – ударной вязкости от 600 до 1200 кДж/м<sup>2</sup>. При добавлении углерода увеличивалась твердость сплавов от 400 до 700 МПа за счет образования твердых растворов, однако варьирование в сплавах содержания углерода в пределах 0,13...0,19 % не оказывало существенного влияния на твердость. Установлено, что добавление углерода способствует измельчению среднего размера зерна от 14 до 11 мкм. Экспериментальные исследования показали, что углерод повышает устойчивость аустенита в сплаве, что согласуется с классической теорией. Установлено, что измельчение зерна способствует торможению аустенитно-мартенситного превращения, что укладывается в рамки динамической волновой теории превращений, табл. В результате исследования температуры фазового превращения в сплаве Fe-31%Ni-C было выявлено, что температура превращения понижается при уменьшении критического размера зерна тем больше, чем больше содержание углерода. За критический размер зерна принимали диаметр наименьших зерен мартенсита.

Авторы выражают благодарность д.т.н., профессору Королеву А. В. (ИФМ УрОРАН) за проведенные исследования температуры фазового превращения. В проведении эксперимента участвовали студенты Емельянов П. С., Саенков К. Л., Мазеин А. В.

Работы выполнены при поддержке гранта РФФИ 14-08-00734.

## ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННОЙ МНОГОСЛОЙНОЙ ФУТЕРОВКИ НА ОСНОВЕ СЫРЬЯ КОЛЬСКОГО ПОЛУОСТРОВА

Бастрыгина С. В., Белогунова О. А.

Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И. В. Тананаева  
Кольского научного центра РАН, [bastr\\_sv@chemy.kolasc.net.ru](mailto:bastr_sv@chemy.kolasc.net.ru))

Цель работы заключалась в разработке и оптимизации структуры эффективных многослойных футеровок из монофункциональных материалов для высокотемпературных агрегатов.

Для конструирования футеровки использовали:

- форстеритовый огнеупор на основе оливинитов Хабозерского месторождения;
- муллитографитовый, муллитокордиеритовый или муллитокарбидкремниевый огнеупоры с высоким показателем термостойкости на основе кианитовой руды Кейвского месторождения;
- керамовермикулит с повышенной механической прочностью за счет введения серпентина и нефелинового концентрата ОАО «Апатит»;
- конструкционно-теплоизоляционный и теплоизоляционный жаростойкий вермикулитобетон с улучшенными свойствами на основе регидратированного при 1000°C вермикулита и пластифицирующей добавки Glenium® 503.

В таблице приведены компоновки многослойной футеровки, а на рис.1 зависимости температур на поверхности футеровки от вида применяемых материалов.

Результаты исследований показывают, что большое влияние на наружную температуру оказывает выбор огнеупорного материала. Так использование форстеритового огнеупора в качестве внутреннего слоя позволяет «погасить» темпе-

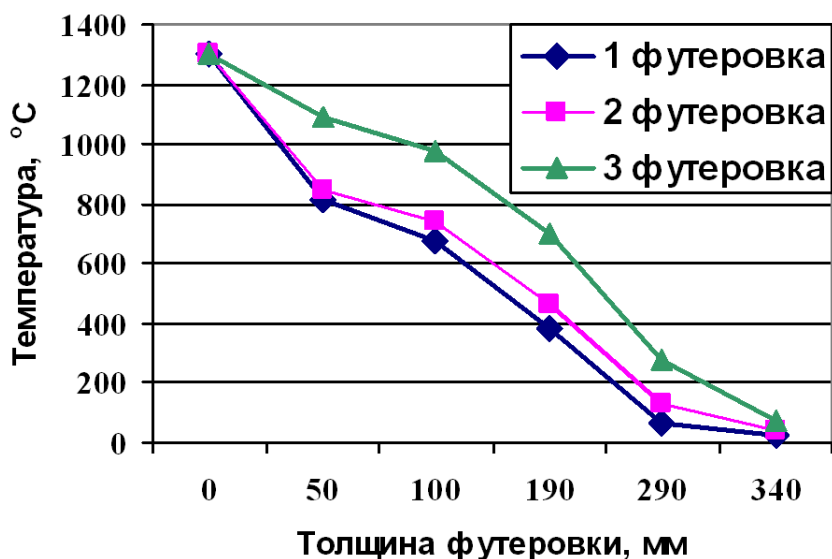


Рис. 1. Зависимость теплоизолирующей способности футеровки от вида применяемых материалов

Таблица

Компоновка многослойной футеровки и температура на наружной поверхности

|               | Наименование слоя                     |                                         |                                |                                                                         |                                                      | Общая<br>толщина<br>футеров-<br>ки, м | Температура<br>на «холодной»<br>поверхности<br>футеровки, °С |
|---------------|---------------------------------------|-----------------------------------------|--------------------------------|-------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------|---------------------------------------|--------------------------------------------------------------|
|               | Огнеупорный I                         | Огнеупорный II                          | керамо-<br>вермикули-<br>товый | конструкционно-<br>теплоизоляционный                                    | теплоизоляционный                                    |                                       |                                                              |
|               |                                       |                                         |                                |                                                                         |                                                      |                                       |                                                              |
| 1 футеровка   |                                       |                                         |                                |                                                                         |                                                      |                                       |                                                              |
| материал      | форстеритовый<br>огнеупор             | мулитокарбид-<br>кремниевый<br>огнеупор | керамо-<br>вермикулит          | конструкционно-<br>теплоизоляционный<br>жаростойкий<br>вермикулитобетон | теплоизоляционный<br>жаростойкий<br>вермикулитобетон |                                       |                                                              |
| толщина,<br>м | 0,05                                  | 0,05                                    | 0,09                           | 0,1                                                                     | 0,05                                                 | 0,34                                  | 28                                                           |
| 2 футеровка   |                                       |                                         |                                |                                                                         |                                                      |                                       |                                                              |
| материал      | форстеритовый<br>огнеупор             | муллито-<br>кордиеритовый<br>огнеупор   | керамо-<br>вермикулит          | конструкционно-<br>теплоизоляционный<br>жаростойкий<br>вермикулитобетон | теплоизоляционный<br>жаростойкий<br>вермикулитобетон |                                       |                                                              |
| толщина,<br>м | 0,05                                  | 0,05                                    | 0,09                           | 0,1                                                                     | 0,05                                                 | 0,34                                  | 38                                                           |
| 3 футеровка   |                                       |                                         |                                |                                                                         |                                                      |                                       |                                                              |
| материал      | муллито-<br>кордиеритовый<br>огнеупор | муллитографито-<br>вый огнеупор         | керамо-<br>вермикулит          | конструкционно-<br>теплоизоляционный<br>жаростойкий<br>вермикулитобетон | теплоизоляционный<br>жаростойкий<br>вермикулитобетон |                                       |                                                              |
| толщина,<br>м | 0,05                                  | 0,05                                    | 0,09                           | 0,1                                                                     | 0,05                                                 | 0,34                                  | 73                                                           |

ратуру между слоями на 500 °С, в отличие от муллитокордиеритового, «гасящего» температуру только на 200 °С. Материалы, используемые в футеровке 1, обеспечивают температуру на наружной стороне в пределах 28 °С.

Таким образом, разработаны многослойные футеровки, состоящие из огнеупорного, конструкционно-теплоизоляционного и теплоизоляционного слоев (с учетом их оптимальной последовательности расположения), обеспечивающие требуемую температуру на «холодной» поверхности (не более 45...60 °С) при фиксированной температуре работы высоконагревательного оборудования (1300 °С).

Разработанные в работе муллитосодержащие материалы позволяют по физико-химическим и экономическим параметрам заменить экологически вредные хромитопериклазовые огнеупоры. Форстеритовые огнеупоры из дешевого магнезиальносиликатного сырья (оливиниты, дуниты, серпентиниты) могут использоваться взамен дорогостоящих периклазовых изделий. Они отличаются низкой теплопроводностью, высокой огнеупорностью ( $T_{пл}=1890$  °С), отсутствием фазовых превращений, высокой химической устойчивостью (в том числе кислотостойкостью) к различным расплавам и шлаку. Разработанные материалы позволяют существенно улучшить тепловой режим работы высокотемпературных агрегатов и скорректировать футеровку по химическому составу, обеспечивая возврат отработавшего огнеупорного материала в технологический цикл.

## **КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ МАШИНОСТРОЕНИЯ**

Волочко А. Т., Шегидевич А. А.

*Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, sart.87@mail.ru*

Повышение долговечности и надежности работы деталей шатунно-поршневой группы компрессоров и других агрегатов является актуальной и важной проблемой. Применяемые традиционные материалы часто не обеспечивают необходимых эксплуатационных характеристик или сложны в исполнении. В связи с этим все более широкое применение в машиностроении находят композиционные материалы на основе алюминия. Они отличаются повышенной износостойкостью, высоким сопротивлением к зарождению трещин, улучшенными прочностными показателями, теплоустойчивостью и теплопроводностью, хорошими технологическими свойствами [1, 2].

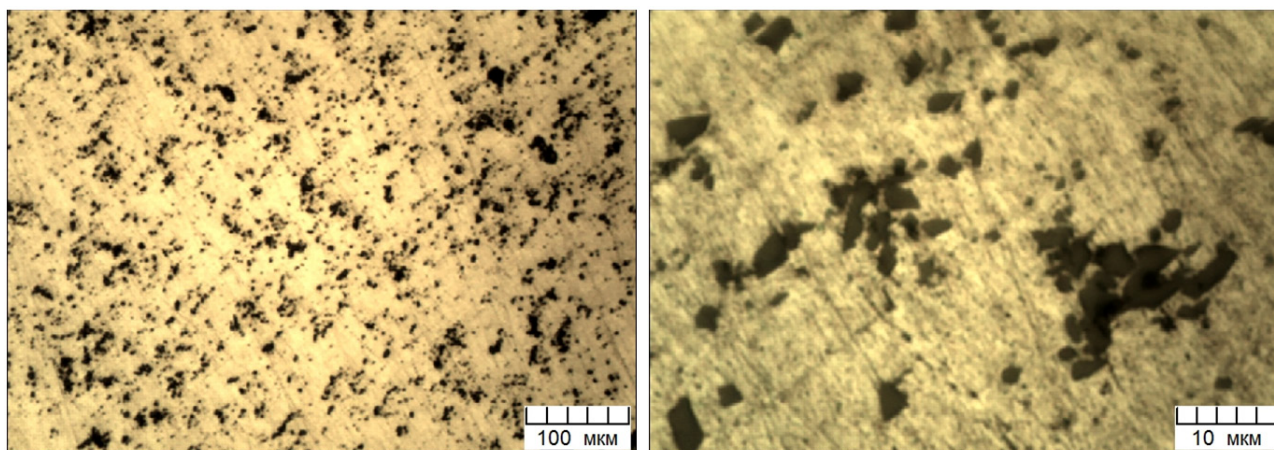


Рис. 1. Структура алюмоматричного композита

Учитывая вышесказанное, авторами предложен алюминиевый композит с повышенными прочностными и триботехническими свойствами. Для получения данного композита в качестве сплава основы использовали отходы в виде мелкой стружки сплава АК9 и стеклоглерод SIGRADUR® состоящий из чистого углерода.

Композит получали методом холодного брикетирования в жестких пресс-формах с последующим горячим экструдированием. Предварительно смесь подвергали механоактивации в планетарной мельнице в течении 60 минут при частоте вращения центрального вала 400 об/мин. Холодное брикетирование осуществляли при  $P=450$  МПа, полученные брикеты экструдировали при температуре 450...500°C с коэффициентом вытяжки  $\geq 8$  и получали заготовки в виде прутков.

Металлографическое исследование полученных прутковых заготовок показало однородность структуры с равномерным распределением упрочняющей фазы (рис. 1).

Результаты триботехнических испытаний предлагаемого композиционного материала на основе алюминия и стеклоглерода представлены на рис. 2. На

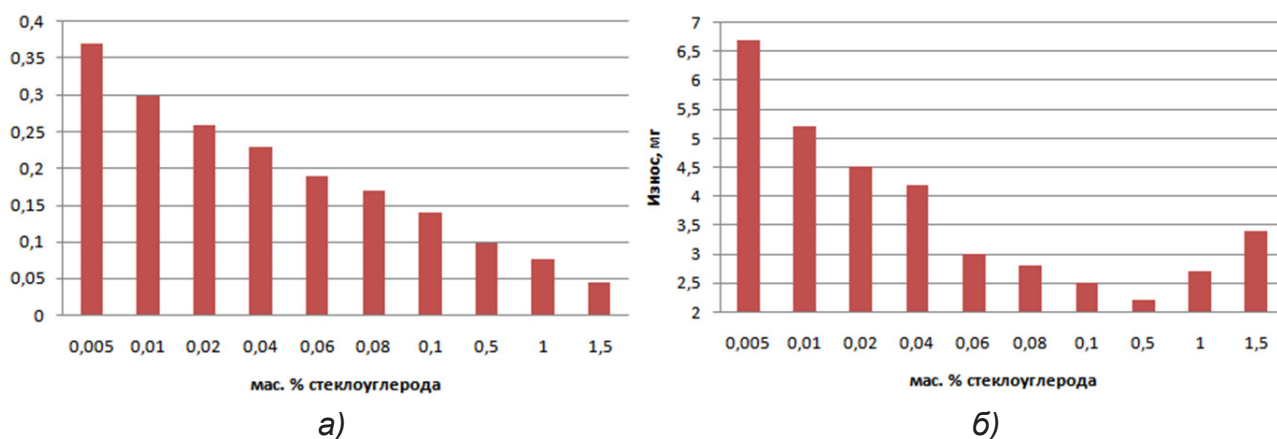


Рис. 2. Зависимость триботехнических характеристик композита от содержания стеклоглерода:

а – коэффициент трения, б – массовый износ

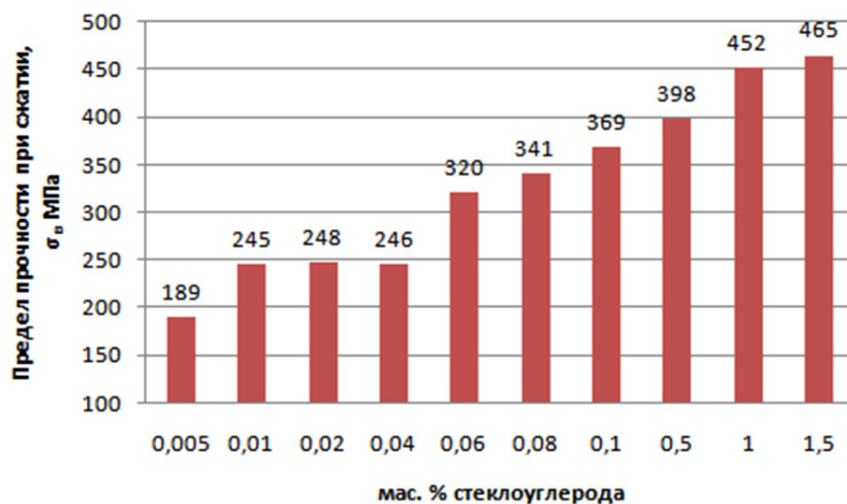


Рис. 3. Предел прочности композита в зависимости от содержания стеклоуглерода

рис. 2, а показана зависимость коэффициента трения исследуемого композита от содержания стеклоуглерода. Как видно, при увеличении содержания стеклоуглерода от 0,005 до 1,5 мас.% коэффициент трения монотонно снижается, что объясняется высокой твердостью и износостойкостью армирующего компонента – стеклоуглерода. В то же время зависимость износа от содержания стеклоуглерода имеет другой вид (рис. 2, б), этот факт можно объяснить тем, что частички стеклоуглерода при содержании  $\geq 1,0$  мас.% интенсивно начинают выкрашиваться из матрицы.

Предлагаемый композит продемонстрировал хорошие прочностные свойства, что отражено на рис. 3. С увеличением содержания стеклоуглерода в матрице прочность возрастает, что можно объяснить свойствами характерными для самого стеклоуглерода. Механические свойства стеклоуглерода SIGRADUR®, как прочность и твердость, сопоставимы со свойствами керамических материалов [3].

Проведенный комплекс исследований позволил разработать композиционный материал на основе алюминиевой матрицы и стеклоуглерода, отличающийся высокими триботехническими и прочностными свойствами. Такое сочетание свойств делает возможным использование данного материала в производстве неразъемных шатунов для пневмокомпрессоров, а также узлов трения.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kainer, K. U. Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering // Wiley-VCH. 2006. – 330p.
2. Строганов Г. Б., Ротенберг В. А., Гершман Г. Б., Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1977.
3. Чеканова В. Д., Фиалков А. С., Усп. Химии, т. XI, вып. 5 (1971)

## **ЗАГОТОВКИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ДИСКОВ С ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ**

Гарибов Г. С., Гриц Н. М., Бочарова А. А., Казберович А. М.

ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», Москва, [alexandra\\_bocharova@oaovils.ru](mailto:alexandra_bocharova@oaovils.ru).

В последнее время возрастает интерес конструкторов к новым тенденциям в развитии технологии производства критических деталей ГТД, основная суть которых - изготовление деталей с функционально-градиентными механическими свойствами, наиболее полно отвечающими реальным условиям их эксплуатации [1, 2].

Одним из перспективных направлений получения изделий с функционально-градиентными свойствами является технология изготовления биметаллических заготовок дисков, которая заключается в соединении в единую деталь различных сплавов с оптимальным сочетанием механических характеристик при комнатной и рабочей температурах для ободной и ступичной частей диска.

Цель настоящей работы – исследование и разработка опытной технологии производства заготовок биметаллического диска из мелкодисперсных гранул жаропрочных никелевых сплавов класса ВВП методом горячего изостатического прессования (ГИП). При этом были реализованы две схемы изготовления биметаллического диска: «гранулы+гранулы» и «компакт+гранулы».

В процессе работы проведен поиск компромиссных режимов ГИП и термической обработки на экспериментальных образцах, изготовленных из отдельных сплавов, а также на биметаллических образцах, изготовленных из гранул двух сплавов.

По разработанным технологическим схемам, режимам ГИП и термической обработки изготовлены заготовки биметаллического диска-имитатора из гранул двух сплавов. На заготовках диска-имитатора определены размер зерна, структурные характеристики, уровень механических свойств при контрольных и всесторонних исследованиях материалов в разных зонах заготовок.

В результате исследований показана принципиальная возможность изготовления заготовок биметаллических дисков методом прямого ГИП из гранул разных сплавов с разным уровнем механических свойств и фиксированной границей раздела сплавов (рис. 1).

На биметаллических дисках диаметром 510 мм, изготовленных по двум схемам соединения с применением компромиссных режимов ГИП и термической об-

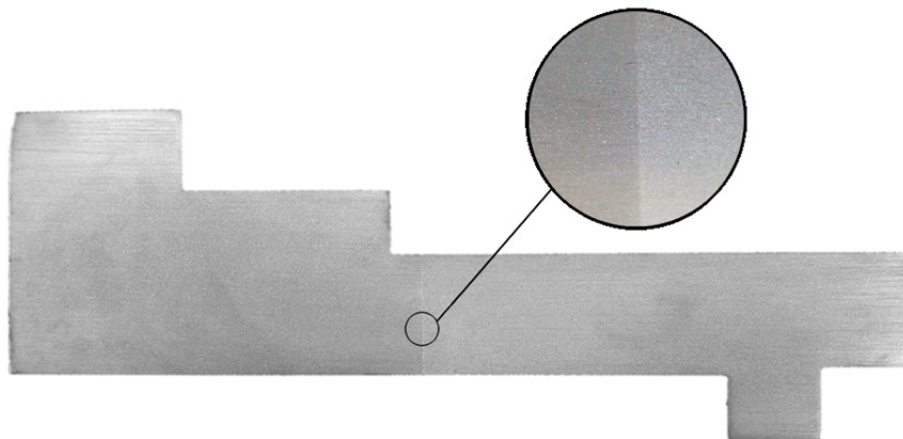


Рис. 1. Макроструктура радиального темплета биметаллического диска

работки, получены функционально-градиентные свойства – на ободке высокая жаропрочность 736 МПа при 750 °С, а в ступице высокая прочность  $\sigma_B \geq 1520$  МПа и сопротивление МЦУ ( $\sigma_{10^4}^{650} = 1138$  МПа).

Переходная зона в дисках, изготовленных по двум опробованным схемам, обладает достаточной прочностью и не является местом разрушения при всех видах испытания, где проявляются разные значения характеристик соединяемых сплавов.

Зона контакта сплавов, сформированная в варианте соединения «гранулы + гранулы», имеет преимущество перед схемой «компакт + гранулы» в том, что не является строго фиксированной, а представляет собой область перемешивания гранул разных сплавов, что делает ее более устойчивой от разрушения из-за различия в коэффициентах термического расширения используемых сплавов.

Применение биметаллических дисков с функционально-градиентными свойствами для тяжелонагруженных деталей газотурбинных двигателей позволяет повысить эффективность работы различных зон комбинированных дисков и, как следствие, снизить вес и повысить КПД двигателя.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. K. Loehnert. Wrought Superalloys. Graduate School High Temperature Materials, WS 2006/2007, WTM.
2. И. А. Биргер, В. М. Дариевский, И. В. Демьянушко и др. Расчет на прочность авиационных газотурбинных двигателей. Под ред. И. А. Биргера, Н. И. Котерова – М.: Машиностроение, 1984. – 208с.

## ОСОБЕННОСТИ ОЦЕНКИ ПАРАМЕТРОВ ДИФФУЗИИ ПРИ СПЕКАНИИ БИ-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Гасанов Б. Г., Ефимов А. Д., Сиротин П. В.

Южно-Российский государственный политехнический университет им. М. И. Платова,  
г. Новочеркасск, e1984ad@mail.ru

Перспективным направлением в области порошковой металлургии является производство биметаллических и слоистых многофункциональных материалов. В частности, при разработке технологии получения износостойких материалов основной слой целесообразно изготавливать из недорогих порошков железа, а рабочий – легировать карбидами, нитридами, боридами и другими соединениями, повышающими его механические и эксплуатационные свойства. Существенной проблемой в этом случае остается образование пористости, называемой подкорочной. Поэтому исследование механизма диффузионных процессов в межслойных границах является актуальной задачей и позволит разрабатывать методы повышения эксплуатационных свойств биметаллических изделий.

Интенсивность взаимного растворения компонентов в наружном слое и межслойных зонах при изотермическом спекании в большей степени зависит от коэффициентов поверхностной диффузии ( $D_i^s$ ), а при неизотермическом – от коэффициентов поверхностной и объемной диффузии. В литературе практически нет работ, посвященных оценке параметров поверхностной диффузии в порошковых смесях.

Для определения  $D_i^s$  используем известные формулы. Тогда при изотермическом процессе спекания для диффузионной пары из двух компонентов, имеем:

$$\begin{aligned} J_i^n &= \frac{1}{V_i^a} \tilde{D}_i \frac{c_i}{x_i} + L_{ij} V_i^a \frac{P_{\pi}}{x_i} \\ J_j^n &= \frac{1}{V_j^a} \tilde{D}_j \frac{c_j}{x_j} + L_{ji} V_j^a \frac{P_{\pi}}{x_j} \end{aligned} \quad (1)$$

Используя известные зависимости для одномерной системы, также пренебрегая диффузионными потоками через газовую фазу, для  $i$ -го компонента можно записать:

$$\begin{aligned} \tilde{D}_i \frac{c_i}{x_i} \alpha_k D_i^v \frac{\alpha_i c_i V_i^a (1 - \alpha_k)}{k T R_n^2} D_i^s \frac{c_i \alpha_i V_i^a (1 - \alpha_k)}{k T R_n^2} = \\ = \frac{1}{V_i^a} \tilde{D}_i \frac{c_i}{x_i} D_i^v \frac{c_i \alpha_i V_i^a}{k T R_n^2} D_i^s \frac{c_i \alpha_i V_i^a}{k T R_n^2} \end{aligned} \quad (2)$$

где  $D_i^v$  – коэффициент объемной диффузии, обусловленный действием лапласовского давления;

$\alpha_k = \Theta^2 \frac{\Theta}{1} \frac{\Theta_H}{\Theta_H}$  – безразмерный параметр,  $\Theta$  и  $\Theta_H$  – текущая и начальная

относительная плотность прессовок;  $\alpha_i$  – коэффициент поверхностного натяжения  $i$ -го компонента;  $c_i$  – объемная концентрация  $i$ -го компонента;  $V_i^a$  – атомный объем  $i$ -го компонента;  $k$  – постоянная Больцмана;  $R_n^2 = \frac{R_r^2}{9} \frac{\Theta}{\Theta_0}$  – радиус кривизны пор в зоне межчастичных контактов.

После упрощения и проведения ряда преобразований из выражения (2), получим формулу, для определения коэффициента поверхностной диффузии заданного компонента с учетом Лапласовского давления:

$$D_i^s = \frac{\tilde{D}_i k T R_n^2 \frac{1}{V_i^a} \alpha_k}{c_i \alpha_i V_i^a} \frac{c_i}{x_i} D_i^v. \quad (3)$$

Чтобы оценить насколько возрастает коэффициент поверхностной диффузии  $i$ -го компонента на второй стадии спекания, составим уравнение, описывающее его изменение при неизотермическом процессе. Учитывая выражение  $J_i^n$  при наличии градиента температуры формулу (4) запишем в следующем виде:

$$\frac{1}{V_i^a} \tilde{D} \frac{c_i}{x_i} + \frac{1}{V_i^a} \tilde{D}^T \frac{1}{T} T = \frac{1}{V_i^a} \tilde{D}_i \frac{c_i}{x_i} D_i^v \frac{c_i \alpha_i V_i^a}{k T R_n^2} + D_i^s \frac{c_i \alpha_i V_i^a}{k T R_n^2} \frac{h_i}{V_i^a} T, \quad (4)$$

где  $\tilde{D} = c_j \tilde{D}_i + c_i \tilde{D}_j$ ;  $\tilde{D}^T = c_i c_j (D_i^T + D_j^T)$  – эффективный коэффициент термодиффузии.

После упрощения из выражения (4) получим:

$$D_i^s = \frac{(\tilde{D} \tilde{D}_i) k T R_n^2}{c_i \alpha_i V_i^{a2}} \frac{c_i}{x_i} + D_i^v + \frac{h_i + \tilde{D}^T \frac{1}{T} k T R_n^2}{V_i^{a2}} T. \quad (5)$$

Таким образом, выполненные исследования позволяют получить выражения для оценки параметров поверхностной диффузии при изотермическом и неизотермическом процессах спекания биметаллических пористых материалов.

## РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ГОМОГЕНИЗИРУЮЩЕГО СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВОЙ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ИЗ ГЕТЕРОГЕННОЙ ШИХТЫ

Гасанов Б. Г., Сиротин П. В., Ефимов А. Д.

Южно-Российский государственный политехнический университет им. М. И. Платова,  
г. Новочеркасск, spv\_61@mail.ru

Процессы получения порошковых сталей с гомогенной структурой, как правило, отличаются высокими энергозатратами. Актуальной проблемой является разработка технологических приемов, позволяющих снизить температуру и время спекания порошковых сталей из гетерогенных шихт.

В случаях гомогенизации сплавов из гетерогенной шихты, когда частицы разных компонентов имеют непосредственные межчастичные контакты между собой, схему массопереноса можно представить следующим образом (рис. 1). На

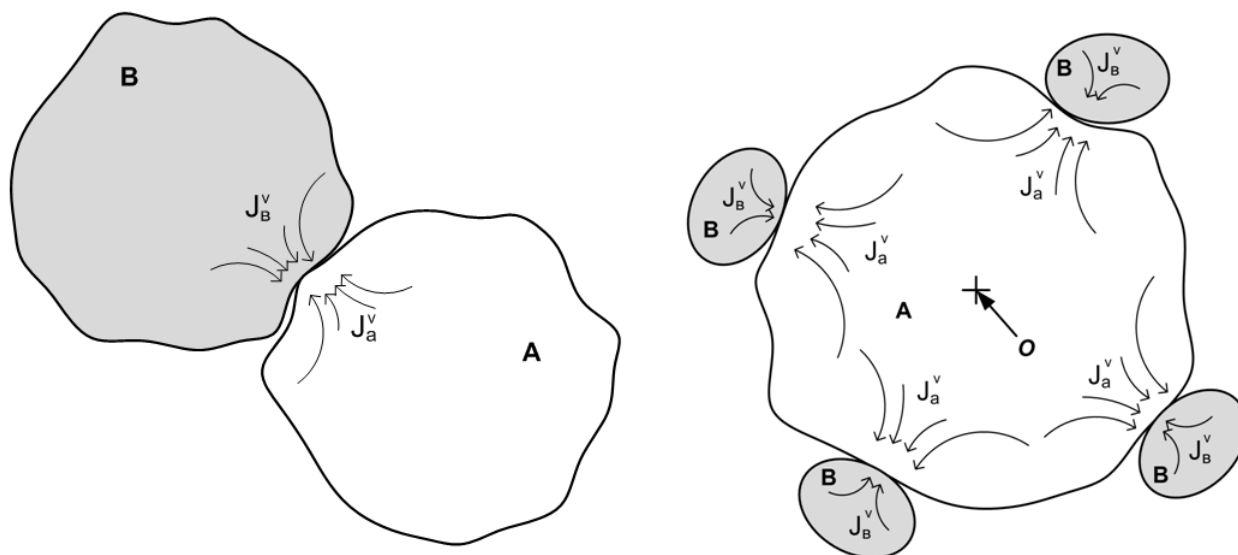


Рис. 1. Схемы расположения частиц в поликомпонентной шихте

рис.1, а показан пример, когда размеры частиц порошков компонентов примерно одинаковы. Применение такого соотношения размеров порошков оправдано, если диффузионные интенсивности компонента А и В равны, т.е. время проникновения атомов компонента А до центра частицы В будет равно времени диффузии атомов компонента В до центра частицы А.

Однако, диффузионная активность различных элементов, как правило, значительно отличается. Например, если в рассматриваемом примере компонент В будет более активен, то его атомы растворят частицу А ранее, чем атомы компонента А достигнут центра частицы В. С учетом этого, предлагается сократить  $t_r$  за счет измельчения частиц более активного компонента до таких размеров, чтобы частицы этих компонентов растворились одновременно (рис. 1). В соответствии с работой [1] можно записать:

$$\begin{aligned} \frac{d_A^2}{4\pi^2 \tilde{D}_B^A} \left( 1 - \frac{\theta_0^2(\theta_0 - \theta_H)}{(1 - \theta_H)} + \frac{\theta_0 \theta (\theta - \theta_0)}{\theta - \theta_0} \right) = \\ = \frac{d_B^2}{4\pi^2 \tilde{D}_A^B} \left( 1 - \frac{\theta_0^2(\theta_0 - \theta_H)}{(1 - \theta_H)} + \frac{\theta_0 \theta (\theta - \theta_0)}{\theta - \theta_0} \right), \end{aligned} \quad (1)$$

где  $\tilde{D}_B^A$  – парциальный коэффициент гетеродиффузии основного компонента в легирующий;  $\tilde{D}_A^B$  – парциальный коэффициент гетеродиффузии легирующего элемента в основной;  $\theta_H$  – насыпная плотность шихты;  $\theta_0$  – относительная плотность прессовки перед спеканием;  $\theta$  – относительная плотность материала после спеканием.

Решая уравнение (1) относительно размеров частиц компонентов и парциальных коэффициентов гетеродиффузии получим выражение:

$$\frac{d_B^2}{D_A} = \frac{d_A^2}{D_B}. \quad (2)$$

Из выражения (2) можно выразить:

$$d_B = d_A \times \sqrt{D_A / D_B}, \quad (3)$$

$$d_A = d_B \times \sqrt{D_B / D_A}. \quad (4)$$

Таким образом, в формулах (3) и (4) величина  $\sqrt{D_A / D_B}$  и  $\sqrt{D_B / D_A}$  показывает во сколько раз должны быть увеличены или уменьшены размеры частиц порошка одного компонента относительно размеров частиц другого.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гасанов Б. Г. Взаимная диффузия и гомогенизации в порошковых сплавах: Моногр./ Юж.-Рос. гос. техн. ун.-т.- Новочеркасск: ЮРГТУ, 2002.-113 с.

# СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СУБМИКРОННОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА WC-8Co-1Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> И ТРАДИЦИОННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СУХОГО ТРЕНИЯ

Дворник М. И., Ершова Т. Б., Зайцев А. В.  
ФГБУН ИМ ХНЦ ДВО РАН, alex-im@mail.ru

Изделия из субмикронных и ультрамелкозернистых твердых сплавов обладают превосходной эксплуатационной стойкостью при высокоскоростном резании сталей и сплавов [1]. В то же время в процессе ударного сверления исследователи обнаружили многократное отставание стойкости наноструктурных твердых сплавов от традиционных крупнозернистых аналогов [2]. Для расширения научного понимания перспектив применения новых субмикронных твердых сплавов необходимо провести исследование износостойкости основных видов традиционных твердых сплавов в сравнении со стойкостью нового субмикронного твердого сплава при сухом трении, которое не подвержено влиянию множества неконтролируемых факторов реализуемых в других условиях. Целью данной работы является сравнение стойкости при сухом трении субмикронного твердого сплава и различных видов стандартных твердых сплавов.

Образец субмикронного твердого сплава, названный в работе WC-8Co-1Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, был получен спеканием в вакууме с докарбидизацией по авторской методике [3]. Образцы промышленных среднезернистых твердых сплавов BK10XOM, BK8 и T15K6, полученные по традиционной технологии, соответствовали ГОСТам 3882-74 и 4872-75. Сплав GT20A компании GESUC (Китай) был создан методом спекания под давлением.

Исследования показали (рис. 1), что стойкость субмикронного твердого сплава WC-8Co-1Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> при сухом износе составила 649 кНм/мм<sup>3</sup>, что 4...5 раз превышает стойкость традиционных аналогов за счет сочетания микротвердости (16,8 ГПа), малого размера зерен (0,66 мкм) и однородности микроструктуры. Изно-

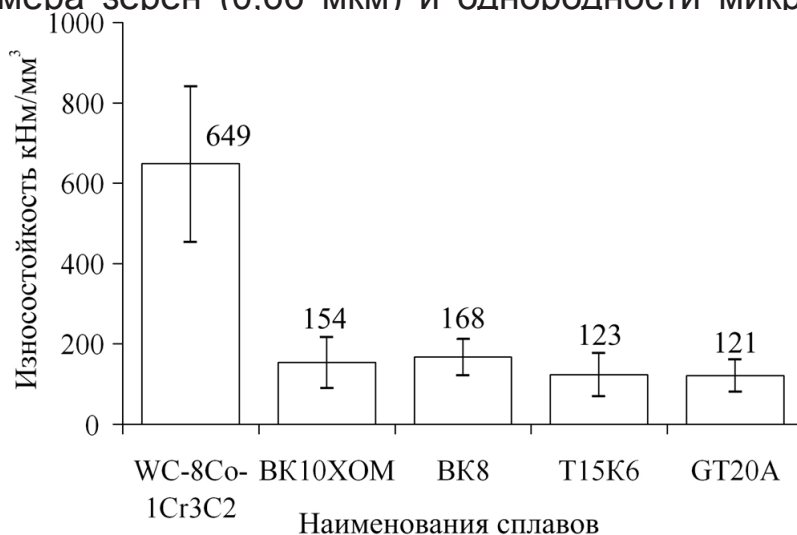


Рис. 1. Износостойкость исследованных твердых сплавов при сухом трении

состойкости среднезернистого сплава ВК8 ( $154 \text{ кНм/мм}^3$ ) и субмикронного сплава ВК10ХОМ ( $168 \text{ кНм/мм}^3$ ) оказались ниже из-за меньшей микротвердости (13,6 ГПа и 14,1 ГПа) и наличия крупных зерен. Несмотря на высокие значения микротвердости сплава Т15К6 (19,6 ГПа) и сплава GT20А (16,8 ГПа) их износостойкости оказались самыми низкими из исследованных сплавов ( $123 \text{ кНм/мм}^3$  и  $121 \text{ кНм/мм}^3$  соответственно) по причине высокого содержания хрупкой карбидной фазы.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tamotsu Fukatsu, Keiichi Kobori, Mitsuo Ueki. Micro-grained cemented carbide with high strength. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 1991, vol 10, issue 2, p. 57-60.
2. I. Konyashin, B. Ries, F. Lachmann. Near-nano WC-Co hardmetals: Will they substitute conventional coarse-grained mining grades? Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2010, vol.28, issue 4, p. 489-497.
3. Дворник М.И., Зайцев А.В., Ершова Т.Б. Повышение прочности и твердости субмикронного твердого сплава WC-8%Co-1%Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> за счет докарбидизации в процессе спекания // Вопросы материаловедения - 2011 - № 4(68) - с 81-88

### МУЛЬТИМАСШТАБНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ В РАЗРАБОТКЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ НАНОКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ХИМИЧЕСКИ ДИСПЕРГИРОВАННОГО ПОРОШКА ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Дмитриева Т. Г., Трифонов Ю. Г.\*, Омаров А. Ю.\*

ООО «Системы для микроскопии и анализа, Московская область, Одинцовский район, д. Сколково, [dmitrieva@microscop.ru](mailto:dmitrieva@microscop.ru)

\*Московский государственный индустриальный университет

Цель работы – установление закономерностей формирования низкоплотной высокопрочной керамики на основе химически диспергированного порошка оксида алюминия для создания фильтрующих элементов, используемых в промышленных и бытовых фильтровальных аппаратах, а также в катализаторах дожигания выхлопных газов автомобильных двигателей.

Для изготовления образцов исходного порошка гидроокиси алюминия использовали алюминиевую стружку из промышленного сплава В-1469, которую подвергали химическому диспергированию по методике, описываемой в работе [1], в водном растворе щелочи NaOH. Получаемый порошок отмывали методом последовательных декантаций в водопроводной воде, и на его основе получали керамический материал по технологии, стандартной для всех керамических материалов. Исследования структуры и свойств материалов на всех этапах разработки конструкционной нанокерамики проводили с помощью современных мето-

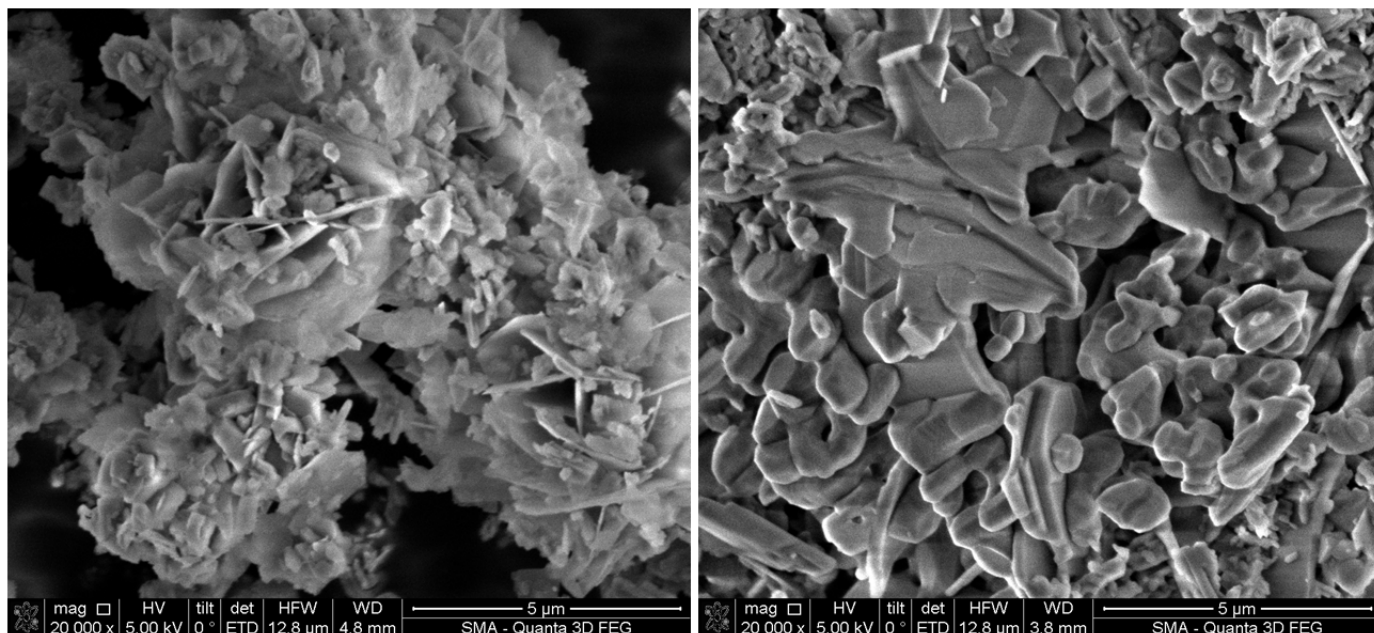


Рис. 1. Микроструктура порошка гидроксида алюминия, полученного из сплава В– 1469

дов металлографического, микрорентгеноспектрального, рентгеновского фазового анализа, просвечивающей электронной микроскопии, лазерной дифракции, а также современной вычислительной техники и специализированного программного обеспечения.

Исследования микроструктуры исходного порошка гидроокиси алюминия методом электронной микроскопии (рис. 1) показали, что полученные порошки гидроокиси алюминия представляют собой неравноос-ные агломераты размером не более 50 мкм, состоящие из корундовых пластин преимущественно шестиугольной или многоугольной формы толщиной от 5 до 20 нм. Анализ структуры полученных спеченных образцов нанокерамики методами РЭМ, РФЭС и ПЭМ по-

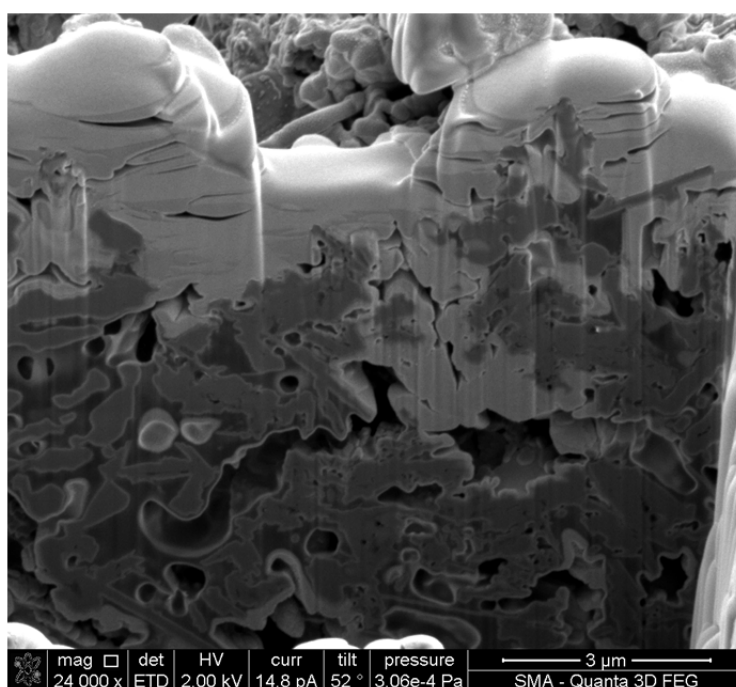


Рис. 2. Внутренняя структура низкоплотной высокопрочной керамики на основе химически диспер-гированного порошка оксида алюминия

казал, что обширное поровое пространство образовано пустотами между тонкими пластинками корунда, заключенными в оболочку из шпинельной фазы  $\text{Al}_{2.667}\text{O}_4$  -  $\sigma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , которая выступает в роли «фиксатора» структуры (рис. 2). Оценка открытой и закрытой пористости была выполнена на основе трехмерной модели реальной нанокерамики методами компьютерного моделирования. Общая пористость полученного образца достигает 53%, в то время как доля открытой пористости составляет 45,5 %.

Комплексное исследование полученного высокопористого керамического материала на основе оксида алюминия показало, что по прочностным характеристикам он не уступает беспористым керамическим материалам на основе оксида алюминия.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Трифонов Ю. Г., Скакова Т. Ю., Омаров А. Ю., Королева П. С., Шляпин А. Д. Легированный порошок оксида алюминия, получаемый в результате химического диспергирования сплава В-1469 // Нанотехнологии. – 2013. - № 08. – стр. 8-11.

### ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФфуЗИИ МАГНИЯ В ПРОЦЕССЕ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ТАНТАЛАТА ЛИТИЯ

Дрогобужская С. В., Киселев Е. Н., Новиков А. И., Щербина О. Б., Орлов В. М.  
*Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева  
Кольского научного центра РАН, Апатиты, Drogo\_sv@chemy.kolasc.net.ru*

Магниетермическое восстановление оксидных соединений - перспективный метод получения порошков тантала с большой удельной поверхностью [1]. Для выбора оптимального размера частиц восстанавливаемого соединения необходимо иметь представление о возможности проникновения магния в их объем.

Нами была исследована возможность локального определения распределения магния в оксидном соединении методом масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой с лазерным пробоотбором (ЛА-ИСП-МС). В качестве модельного образца использовали срезы монокристалла с исходной поверхностью, которые подвергали восстановлению в парах магния при температуре 800 °С и давлении аргона в реакторе 5 кПа в течение 4 и 8 ч.

Измерения проводили на квадрупольным ИСП-масс-спектрометре ELAN 9000 DRC-е с лазерным испарением на установке UP-266 MACRO (New Wave Research), лазер  $\lambda=266$  нм на основе алюмо-иттриевого граната YAG:Nd, длительность импульса до 4 нс, диаметр пятна абляции 780 мкм. Форму кратеров

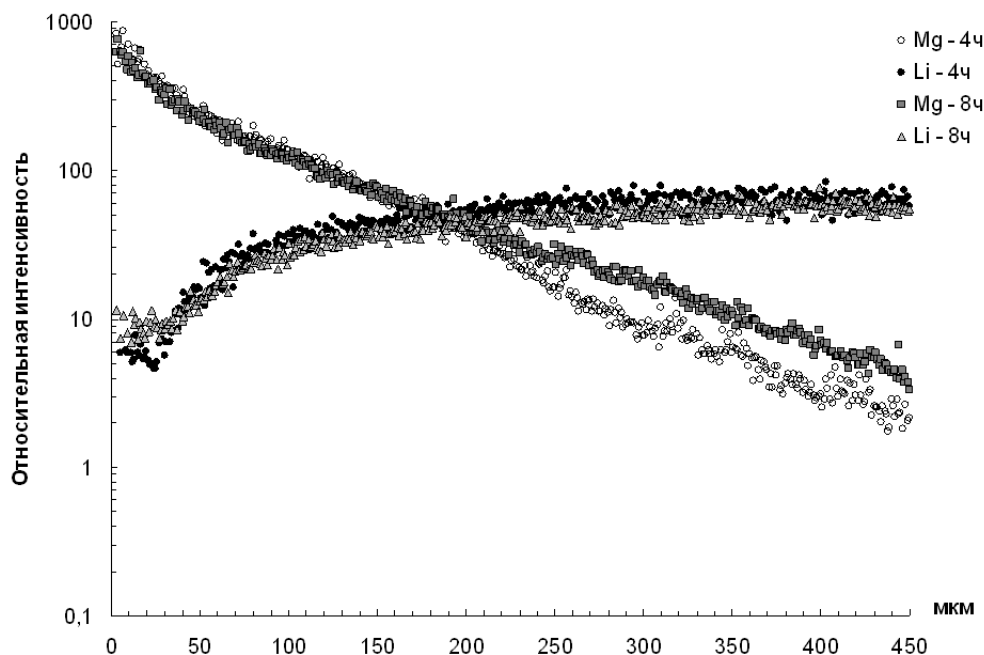


Рис. 2. Изменение содержания магния и лития по глубине кристалла  $\text{LiTaO}_3$

испарения, глубину и размер прожиг исследовали с применением анализатора изображений TixometR, созданного на основе оптического микроскопа Axio Observer и современных программных средств. Послойный анализ образцов (до 1000 проанализированных «слоев», толщиной около 400 нм) позволил оценить изменение содержания лития и магния. Установлена линейная зависимость между глубиной кратеров и количеством анализируемых «слоев», что позволило оценить глубину проникновения магния в кристалл (рисунок). Данные, приведенные на рисунке, свидетельствуют о том, что увеличение времени выдержки кристалла танталата лития в парах магния привело к некоторому росту его содержания на глубине более 200 мкм.

Снижение концентрации лития в поверхностных слоях говорит о том, что восстановление некоторой части  $\text{LiTaO}_3$  протекает по реакции:



а образовавшийся металлический литий переходит в парообразное состояние и удаляется из зоны реакции.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пат. 2465097 РФ: МПК В22F 9/22 (2006.01). Способ получения порошка тантала /Орлов В.М., Крыжанов М.В.; Ин-т химии и технологии редких элементов и минер. сырья Кол. науч. центра РАН. - № 2011117870/02; заявл. 04.05.11; опубл. 27.10.12, Бюл. № 30.

## ПОЛУЧЕНИЕ МАХ-СОЕДИНЕНИЙ СИСТЕМЫ Ti-AL-N МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Ершова Т. Б., Власова Н. М., Теслина М. А., Астапов И. А.

*Институт материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения РАН, mari\_teslina@mail.ru*

### Введение

В настоящее время особый интерес для науки и изготовления изделий представляет получение и применение материалов нового класса. К таким материалам относятся тройные химические соединения типа  $M_{(n+1)}AX_n$ , где М – переходный металл, А – элемент IIIA IVA группы периодической системы элементов, Х – углерод или азот (или оба),  $n=1, 2$  или  $3$ , так называемые МАХ-соединения, МАХ-фазы, нанослоистые тройные нитриды, слоистые тройные соединения, карбиды или наноламинаты. Эти соединения являются новым видом легкообрабатываемой конструкционной керамики. В отличие от нитридов и карбидов эти материалы могут легко обрабатываться на металлорежущем оборудовании без использования смазочных материалов. По служебным характеристикам эти материалы занимают промежуточное положение между металлами и керамикой. Наличие специфических свойств их обеспечивается сочетанием в них лучших свойств металлов и керамик, а также низким удельным весом. Это позволяет использовать их для авиадвигателестроения, в качестве конструкционных материалов, применяющихся в высокотемпературных средах, потенциально возможно применение в ядерных реакторах, в качестве связок для режущих и абразивных инструментов на основе алмаза.

Целью данной работы являлось исследование возможности получения методом порошковой металлургии без дополнительного использования азота МАХ-фаз тройной системы Ti-Al-N и влияние режимов спекания на состав, структуру и свойства образующегося материала.

### Методика и материалы

Для получения МАХ-соединений системы Ti-Al-N использовались порошок титана BT1-0 и алюминиевая пудра ПАП-1. Порошок титана был получен из титановой стружки (отходы производства) путем размол в планетарной шаровой мельнице РМ 400 в атмосфере аргона до среднего размера частиц 9 мкм. Для получения смеси исходные порошки смешивались в мольном соотношении Ti(3):Al(1). Смешение данных порошков производилось в мельнице РМ400 в течение 4 часов в атмосфере аргона приготавливалась смесь. Соотношение масс мелющих тел к обрабатываемому материалу как 13:1 при частоте вращения 250 об/мин. Из приготовленной механоактивированной смеси прессова-

лись образцы. Спекание образцов производилось в вакууме  $10^{-2}$  Па при температуре 1000...1400 °С, продолжительность спекания варьировалась от 1 до 2 часов. Проводился рентгенофазовый анализ (РФА) исходных компонентов и полученных материалов с использованием дифрактометра ДРОН-7 в  $\text{Cu-K}_\alpha$  излучении. Металлографические исследования полученных образцов, после выявления их структуры травлением по стандартной методике, проводились с помощью микроскопа МИМ-10, с использованием цифровой камеры «Альтами», на атомно-силовом микроскопе НТ-МДТ «Интегра Прима» полуконтактной методикой сканирования поверхности.

### Результаты и обсуждение

По данным РФА полученный из стружки порошок титана состоит из трех фаз: Ti (как основная), TiN и TiO (по условным концентрациям в сумме не менее 30...35%). Образование фазы TiN возможно при механической обработки материалов из титановых сплавов на воздухе при высоком нагреве (более 700 °С) и недостаточной смазке. Исследовалась готовая для спекания смесь. По характеру пиков на дифрактограмме можно сделать вывод, что значительные структурные изменения (рост величины микроискажений и наличие внутренних напряжений) при механоактивации претерпевают частицы титана. По-видимому, это связано с меньшей пластичностью титана.

Исследование спеченных при различных температурах образцов показало, что процесс фазообразования (МАХ-фазы состава  $\text{Ti}_2\text{AlN}$  и интерметаллида  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ) начинается при температуре 1000 °С и выдержке 2 часа. Однако, по данным РФА кроме этих двух фаз также идентифицируются фазы исходных компонентов. При температуре спекания 1200...1300 °С и продолжительности спекания 1...2 часа материал образцов состоит из двух фаз. Матрица представлена зернами  $\text{Ti}_2\text{AlN}$ . По телу зерна и по границам зерен расположены дисперсные включения интерметаллида  $\text{Ti}_3\text{Al}$ . Размеры дисперсных включений составляют 1,5...3 мкм, однако результаты исследования микроструктуры на атомно-силовом микроскопе свидетельствуют и о наличии включений размером около 0,1 мкм. Необходимо отметить, что при температуре 1200 °С доминирующей фазой является интерметаллид  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , при 1300 °С –  $\text{Ti}_2\text{AlN}$ . Изменение продолжительности спекания не приводит к существенным фазовым изменениям. При увеличении температуры до 1300 °С спекания резко сокращается количество дисперсных включений по телу зерна, образуются области свободные от включений. При температуре 1400 °С включения сохраняются только по границам зерен матрицы.

Измерялась микротвердость полученных образцов. На значение микротвердости влияет распределение дисперсных включений, которые упрочняют ма-

трицу. Твердость матрицы без дисперсных включений составляет 1,4...5,0 ГПа, среднее значение 2,7 ГПа, с максимальным количеством дисперсных включений 3,4...7,7 ГПа, среднее значение 5,3 ГПа.

Таким образом, показана принципиальная возможность получения МАХ-фазы методом порошковой металлургии без дополнительного использования азота, определены оптимальные условия ее получения с максимальным содержанием в конечном продукте. Определено, что варьированием режимов спекания можно изменять количество и распределение дисперсных упрочняющих включений второй фазы, изменяя тем самым свойства матрицы.

## **СВС КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ АЛЬФА ФАЗЫ НИТРИДА КРЕМНИЯ.**

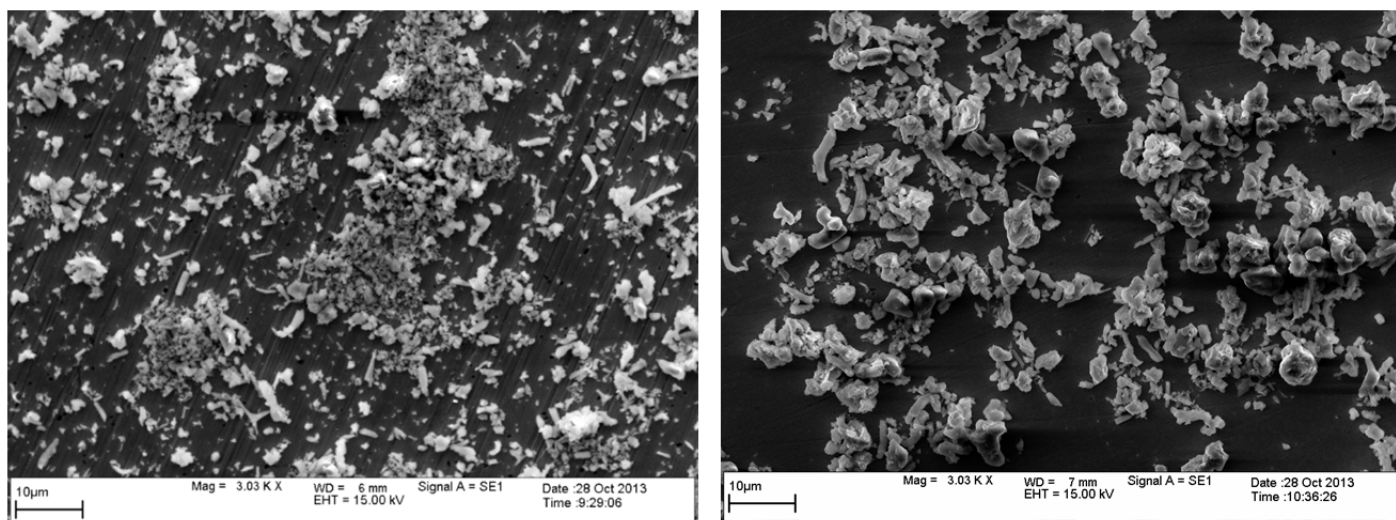
Закоржевский В. В., Боровинская И. П.

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Московская область, г. Черноголовка, zakvl@ism.ac.ru*

Нитрид кремния обладает высокими эксплуатационными свойствами, такими как прочность, твердость, трещиностойкость. Однако для расширения области применения нитридокремниевой керамики необходимо повысить высокотемпературные и прочностные свойства. Для улучшения этих параметров необходимо совершенствовать микроструктуру керамики. В настоящее время наметилось два пути: создание композиционных материалов, когда состав матрицы  $\text{Si}_3\text{N}_4$  вводятся усы  $\text{SiC}$ ,  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  или нанопорошки  $\text{TiN}$ ,  $\text{TiC}$  и т.д [1]; использование нанопорошков для получения тонкоструктурной керамики [2]. Одним из возможных путей влияния на микроструктуру керамики может быть использование метастабильных композиционных порошков на основе  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

В основе СВС нитрида кремния лежит горение порошка кремния в атмосфере азота в присутствии инертного разбавителя [3].

Для исследований были выбраны два традиционно используемых состава для приготовления керамики на основе нитрида кремния,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  +5%масс  $\text{MgO}$  и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  +16% $\text{Y}_2\text{O}_3$ . Оксиды вводились в состав шихты на этапе дозирования, затем



а)

б)

Рис. 1. Морфология частиц композиционных порошков  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{MeO}$ :

а) 5% масс.  $\text{MgO}$ ; б) 16% масс.  $\text{Y}_2\text{O}_3$

производилось смешивание. Синтез композиций на основе  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  с оксидными спекающими добавками был выполнен в одну стадию в промышленном реакторе СВС-30.

Экспериментально определено, что при синтезе композиций  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $(\text{MgO}, \text{Y}_2\text{O}_3)$  на основе оптимального состава шихты скорость горения составила 0,15...0,25 мм/сек, температура горения 1400...1500 °С.

Проведены исследования по условиям формирования вторичных фаз. Установлено, что при синтезе композиции состава  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{MgO}$  образуется вторичная фаза – силикат магния ( $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$ ), содержание альфа фазы составило 90% масс. При синтезе композиции  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{Y}_2\text{O}_3$  вторичные фазы композиционных порошков могут быть представлены двумя или тремя соединениями одновременно, силикатом иттрия  $\text{Y}_2\text{SiO}_5$ , оксинитридами иттрия-кремния  $\text{YNSiO}_2$ ,  $\text{Y}_2\text{Si}_3\text{O}_3\text{N}_4$ ,  $\text{YSiO}_2\text{N}$ ,  $\text{Y}_4\text{Si}_2\text{O}_7\text{N}_2$ ,  $\text{Y}_8\text{Si}_4\text{O}_4\text{N}_{14}$ , содержание альфа фазы составило 92% масс.

Продукты синтеза имеют небольшую удельную поверхность, 1,6...2,0 м<sup>2</sup>/г, но обладают более тонкой микроструктурой. В композициях преобладают частицы равноосной формы размером около 1 мкм, которые объединены в конгломераты оксидной составляющей.

После диспергирования композиционные порошки состоят из отдельных зерен равноосной формы размером 0,5...2,0 мкм. Удельная поверхность композиций 6 м<sup>2</sup>/г, средний диаметр частиц,  $d_{50}$ =1,2...1,3 мкм. Морфологический состав обоих композиций мало отличается друг от друга, рис. 1.

Испытания первых образцов керамики полученной методом горячего прессования из композиционных порошков состава  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{MgO}$  показали аномальный рост трещиностойкости от 6 МПа м<sup>1/2</sup> при температуре 20 °С до 10 МПа м<sup>1/2</sup> при температуре 1200 °С. Также отмечается высокая микротвердость этих образцов

до 26 ГПа. Для сравнения, керамика, полученная из смесевых составов имеет микротвердость в интервале 16...20 ГПа. Высокотемпературная прочность на изгиб при 1400 °С составила  $\delta_{\text{изг}} = 330$  МПа.

«Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 13-03-12061 офи\_м.»

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.

1. Young-Hang Koh, Hae-Won Kim, and Hyoun-Ee Kim, Microstructural evolution and mechanical properties of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-SiC (nanoparticle)- Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>(whisker) composites.// J. Mater. Res., V.15. №2. P. 364-368. 2000.
2. S. Veprek, P. Nesladek, A. Niederhofer, F. Glatz, Search for superhard materials: nanocrystalline composites with hardness exceeding 50 GPa. Nanostructured Material, V.10. №5. P.679-689. 1998.
3. В. В. Закоржевский, И. П. Боровинская. Синтез нитрида кремния в режиме горения с использованием ультрадисперсных порошков кремния. Порошковая металлургия. №7/8, 2009, стр. 3-9.

## ПРОИЗВОДНЫЕ ХИТОЗАНА НА ПОВЕРХНОСТИ ОДНОМЕРНЫХ ПРОТЯЖЕННЫХ СТРУКТУР ДИОКСИДА ТИТАНА

Зима Т. М.

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск  
Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, zima@solid.nsc.ru*

Хитозан как природный биоактивный полимер и его производные привлекают внимание многих исследователей благодаря превосходной антимикробной, антигрибковой и антираковой активности, высокой биodeградируемости в организме человека, уникальным иммунологическим и ранозаживляющим свойствам. В настоящее время большое количество различных технологий используется для разработки на его основе новых терапевтических систем [1, 2]. Однако хитозан имеет низкую растворимость в водных растворах и органических растворителях, что существенно ограничивает область его применение, в том числе при формировании покрытий.

В данной работе рассматривается влияние хитозана как органического реагента на текстуру, морфологию и фазовый состав TiO<sub>2</sub> и кобальтом допированного TiO<sub>2</sub> при гидротермальной обработке. Исходные и прокаленные на воздухе и в вакууме продукты реакции исследованы различными физико-химическими методами (Раман и ИК-спектроскопия, СЭМ, ПЭМ, РФА, элементный и магнитный анализ). Показано, что в присутствии хитозана образуются одномерные протяженные структуры в виде нанореек длиной до несколько десятков микрометров. Одномерные структуры характеризуются хорошо упорядоченной слоистой мор-

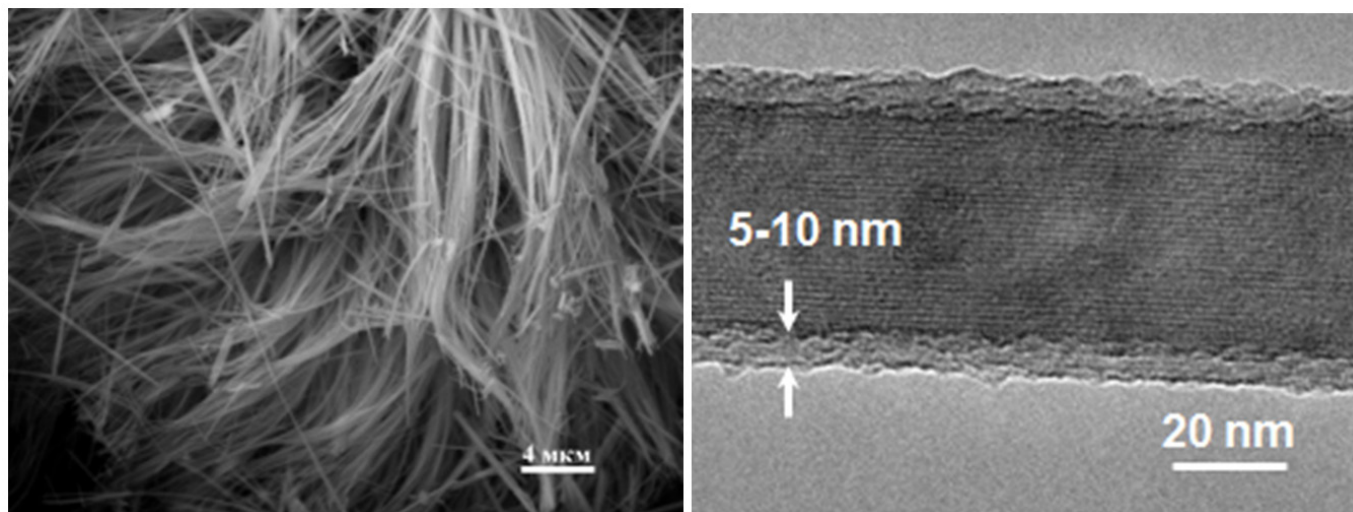


Рис. 1. СЭМ и ПЭМ изображения одномерных структур, приготовленных методом гидротермальной обработки  $\text{TiO}_2$  в присутствии хитозана

фологией. Согласно данным ПЭМ анализа, расстояние между слоями заметно увеличено по сравнению с протяженными структурами, формирующимися без хитозана, и составляет 1,2 нм. На поверхности одномерных структур наблюдаются равномерно расположенные органические слои, возможно, в виде полисахаридных фрагментов, толщиной около 5...10 нм (рис. 1).

Гидротермальная обработка кобальтом допированного диоксида титана в присутствии хитозана приводит к формированию на поверхности протяженных структур многочисленных округлых и ромбоподобных Со-содержащих агломератов размером до 20 нм. Согласно элементному анализу, средняя концентрация кобальта в этих образованиях равна 6,3 мас.%. После вакуумной термообработки при 600 °С и выше одномерные протяженные структуры демонстрируют ферромагнитные свойства.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. M. Dash, F. Chiellini, R. Ottenbrite, E. Chiellini. Chitosan – A versatile semi-synthetic polymer in biomedical applications. Prog. Polym. Sci. 36 (2011) 981-1014.
2. Sashiwa H., Aiba S. Chemically modified chitin and chitosan as biomaterials. Prog. Polym. Sci. 29 (2004) 887-908.

## ОПЫТ ПОЛУЧЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ «SiC-Ti»

Крохалев А. В., Харламов В. О., Тупицин М. А., Кузьмин С. В., Лысак В. И.  
Волгоградский государственный технический университет, kroch@vstu.ru

В настоящее время твердые сплавы чаще всего получают путем прессования исходных смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами и спекания. Это накладывает определенные ограничения на подбор состава материалов, связанные, прежде всего, с химической совместимостью компонентов сплавов, что не позволяет в ряде случаев принципиально повысить их эксплуатационные свойства.

Для анализа процессов, происходящих при формировании твердых сплавов из смесей порошков, большое значение имеет информация о характере межфазного взаимодействия между их компонентами. При разработке новых, неизученных ранее составов твердых сплавов подобная информация, как правило, отсутствует. В этих условиях приходится прибегать к проведению компьютерного термодинамического моделирования.

Так, например, при разработке твердых сплавов на основе карбида кремния SiC с титановой связкой нами с использованием программного комплекса Thermo-Calc 5 были построен политермический разрез тройной системы Si-C-Ti, соответствующий квазибинарной системе SiC-Ti (рис. 1).

Анализ приведенного рисунка показывает, что в сплавах карбида кремния с

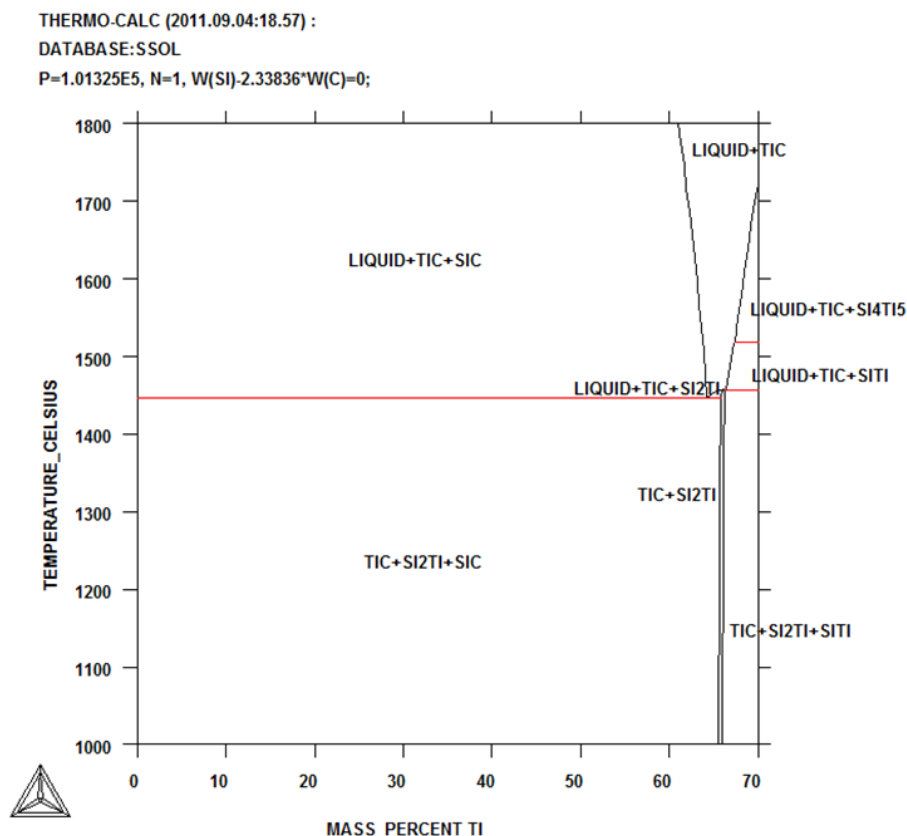


Рис. 1. Квазибинарное сечение SiC-Ti системы Si-C-Ti

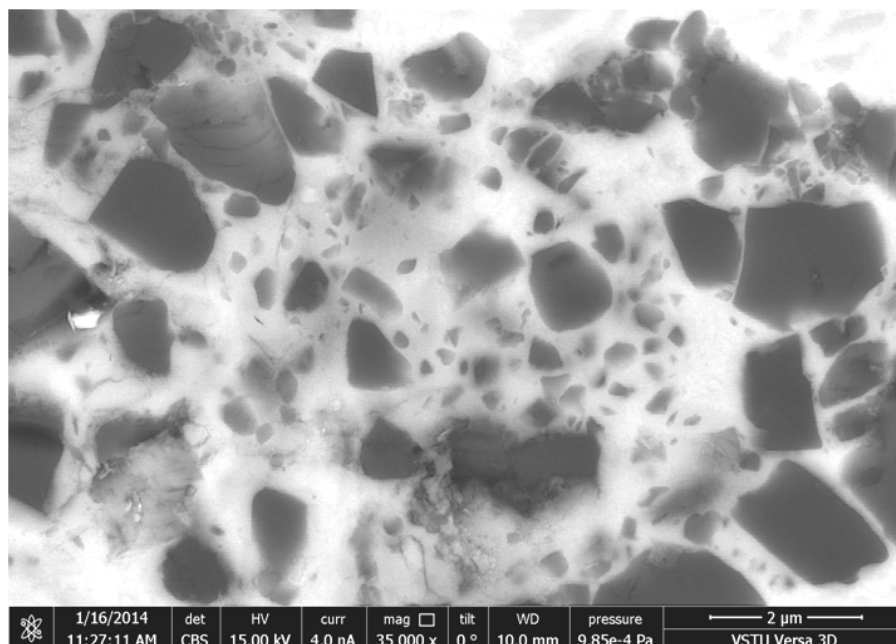


Рис. 2. Микроструктура сплавов системы  $\text{SiC-Ti}$ , РЭМ,  $\times 35\,000$

титаном возможно химическое взаимодействие компонентов, ведущее к образованию карбида титана  $\text{TiC}$  и промежуточной фазы  $\text{TiSi}_2$ . С увеличением содержания  $\text{Ti}$  от 0 до 65% количество непрореагировавшего  $\text{SiC}$  уменьшается вплоть до полного его исчезновения. Следовательно, воздействие достаточно высокой температуры на такие сплавы без изменения фазового состава практически не возможно.

Подобная ситуация требует отказа от операции спекания и использования для компактирования исходной смеси порошков так называемого взрывного метода [1], который позволяет одновременно достигать и давлений, достаточных для уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, достаточных для сварки структурных компонентов порошкового материала в единое целое [1...3] при крайне непродолжительном времени их воздействия на обрабатываемую смесь порошков.

Металлографические исследования образцов после ударно-волновой обработки смеси порошков карбида кремния с 58 масс.% (50 об.%) титана показали, что в структуре полученного порошкового материала четко просматриваются частицы карбидной фазы, между которыми располагаются связка сплава (рис. 2).

Изучение линейного профиля распределения элементов между обнаруженными фазами (рис. 3) не выявило следов химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси: титан целиком остался в составе металлической связки сплава, а кремний и углерод – в составе карбидной фазы. Это подтверждает предположение о том, что подобные процессы за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, протекать не успевают.

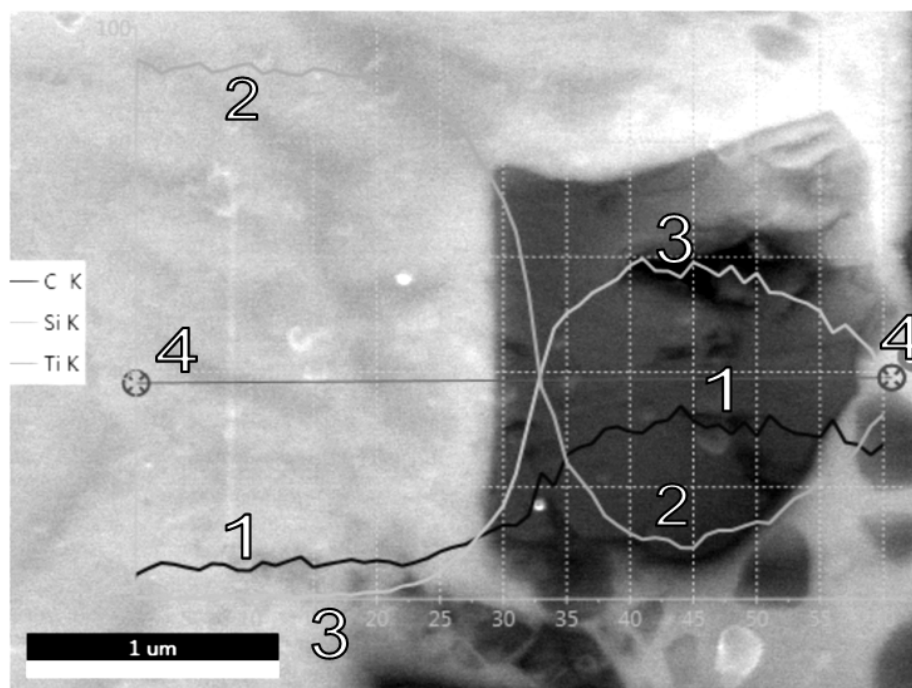


Рис. 3. Распределение элементов между фазами, РЭМ:  
1-1, 2-2 и 3-3 – содержание C, Ti и Si соответственно, 4-4 – линия сканирования состава

Отсутствие следов вторичного межфазного взаимодействия следует расценивать как экспериментальное доказательство возможности получения с использованием взрыва твердых сплавов, состав которых может принципиально отличаться от термодинамически равновесного и полностью соответствовать исходному составу порошковой смеси.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13–08–12028 офи\_м.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Технология взрывного плакирования заготовок твердыми сплавами / Крохалев А. В., Авдеюк О. А., Приходьков К. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И. // Вестник машиностроения. - 2013. - № 11. - С. 45-48.
2. Закономерности формирования твердых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / Крохалев А. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И. // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2012. № 1. С. 32-37.
3. Строение границ в композиционных материалах, полученных с использованием взрывного нагружения / Лысак В. И., Кузьмин С. В., Крохалев А. В., Гринберг Б. А. // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. № 11. С. 1026.

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ МЕХАНОАКТИВИРОВАННОЙ СМЕСИ $3\text{Ti}+\text{Al}$ В УСЛОВИЯХ ОБЪЕМНОГО ВОСПЛАМЕНЕНИЯ МЕТОДОМ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА

Логинова М. В., Филимонов В. Ю., Яковлев В. И., Ситников А. А., Негодяев А. З.,  
Афанасьев А. В., Шрейфер Д. В.

*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,  
anicpt@rambler.ru*

Сплавы на основе алюминидов титана ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ,  $\text{TiAl}$ ) относятся к классу новых конструкционных материалов с высокими физико-механическими свойствами, предназначенных для эксплуатации в тяжелых условиях внешнего нагружения [1]. Эффективным способом, позволяющим получать новые композиционные материалы, влиять на структуру шихты и параметры синтеза является сочетание предварительной механоактивации и высокотемпературного синтеза [2].

Для выявления влияния параметров синтеза на структуро- и фазообразование конечного продукта в предварительно механоактивированной порошковой смеси состава  $3\text{Ti}+\text{Al}$ , были проведены эксперименты по высокотемпературному синтезу в режиме динамического теплового взрыва путем нагрева смеси в быстропеременных электромагнитных полях, с изменением подводимой мощности индуктора и варьированием временами выдержки после завершения химической реакции [3]. Процесс синтеза является стадийным: 1 – стадия химической реакции образования интерметаллидного соединения  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ; 2 – выдержка системы с разными временными интервалами (структурная релаксация системы); 3 – охлаждение системы (переход системы в термодинамически равновесное состояние).

Исследования структурных и фазовых переходов на всех стадиях синтеза проводились методом рентгеновской дифрактометрии.

При 0 выдержки системы ( $T_{\text{max}}=850\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) идентифицируются дифракционные отражения интерметаллида  $\text{Ti}_3\text{Al}$  и сохраняется остаточный  $\beta\text{-Ti}$ . После 1 минутной выдержки системы ( $T_{\text{max}}=1130\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) кристаллическая решетка стабилизируется, но небольшое количество остаточного  $\beta\text{-Ti}$  сохраняется. После двухминутной ( $T_{\text{max}}=1410\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и трехминутной ( $T_{\text{max}}=1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) выдержки системы идентифицируются узкие и симметричные дифракционные максимумы интерметаллида  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , повышается интенсивность, решетка стабилизируется, имеет место процесс релаксации неравновесных дефектов.

### Выводы

Варьирование временами отжига системы после завершения химической

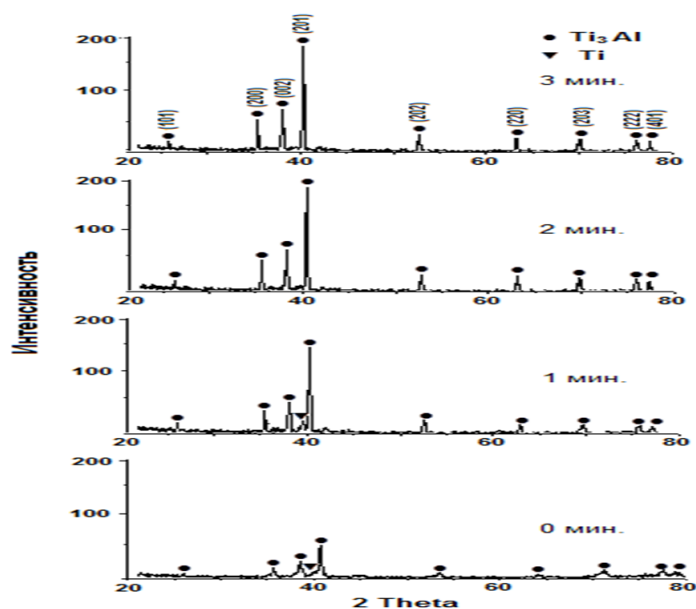


Рис. 1. Диффрактограммы продуктов синтеза с разными временами выдержки при подведенной мощности индуктора 20 Вт

реакции дает возможность управления структуро- и фазообразованием системы. Изменение временных и температурных параметров отжига позволяет регулировать концентрацию неравновесных дефектов структуры и размер зерна синтезированного продукта. Увеличение времени отжига исследуемой системы до 3 мин. после завершения химической реакции приводит к стабилизации структурных параметров решетки и образованию монофазного соединения  $Ti_3Al$ .

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Аношкин Н. Ф. Анализ потребностей и возможностей создания новых материалов на основе титана в ближайшее десятилетие. // Технология легких сплавов. 1999, №3, с.39-43.
2. Mukasyan A. S. Combustion synthesis of nitrides: Mechanistic studies // Proc. Of the Combustion Institute.- 2005.- Vol.30.-P.2529-2535.
3. V. Yu. Filimonov, A. A. Sitnikov, A. V. Afanas'ev, M. V. Loginova, V. I. Yakovlev, A. Z. Negodyaev, D. V. Schreifer, and V. A. Solov'ev. Microwave Assisted Combustion Synthesis in Mechanically Activated 3Ti + Al Powder Mixtures: Structure Formation Issues // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis, 2014, Vol. 23, No. 1, pp. 18–25.

# САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ (СВС) КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МАТРИЦЕЙ ИЗ БЕСКИСЛОРОДНЫХ ТУГОПЛАВКИХ НЕОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ, А ТАКЖЕ СО СЛЮДОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ (ФТОРФЛОГОПИТ)

Лорян В. Э., Боровинская И. П., Качин А. Р.

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (ИСМАН), г. Черноголовка, Московская обл., loryan@ism.ac.ru

Способ СВС при высоких давлениях (выше 100 МПа) реагирующего газа-азота позволяет объединить в одну стадию синтез тугоплавкого соединения и спекание из него плотного материала. Температуры, развивающиеся в волне горения, способствуют образованию прочной пористой матрицы из тугоплавких нитридов металлов и неметаллов. Одновременно с этим температуры в волне горения создают возможность химического и физического воздействия на напол-

| Spectrum | In stats. | B     | N     | Al    | Ti    | Total  |
|----------|-----------|-------|-------|-------|-------|--------|
| 1        | Yes       | 52,22 |       | 0,91  | 46,86 | 100,00 |
| 2        | Yes       | 52,40 |       | 0,73  | 46,88 | 100,00 |
| 3        | Yes       |       | 43,30 | 56,16 | 0,54  | 100,00 |
| 4        | Yes       |       | 39,74 | 59,50 | 0,76  | 100,00 |
| Max      |           | 52,40 | 43,30 | 59,50 | 46,88 |        |
| Min.     |           | 52,22 | 39,74 | 0,73  | 0,54  |        |

All results in weight%

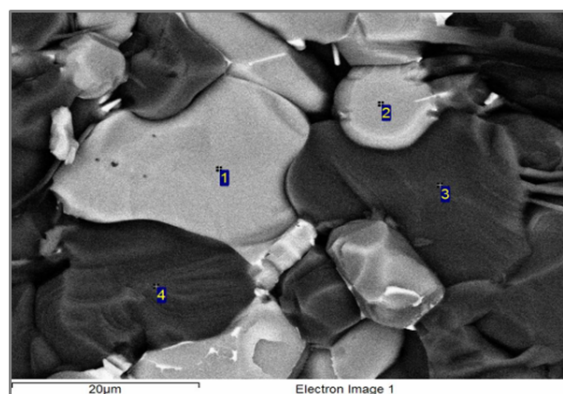


Рис. 1. Излом материала и химический анализ зёрен

нитель, т.к. температуры, развивающиеся во фронте горения, превышают значения температур плавления исходных компонентов, а иногда конечных продуктов и наполнителя. Такое совмещение высоких давлений и температур достигаемых в волне СВС позволяет конструировать неорганические композиционные материалы с матрицей из тугоплавких соединений (например AlN) и разными, в том числе тугоплавкими, соединениями в качестве наполнителей (например  $TiB_2$ ).

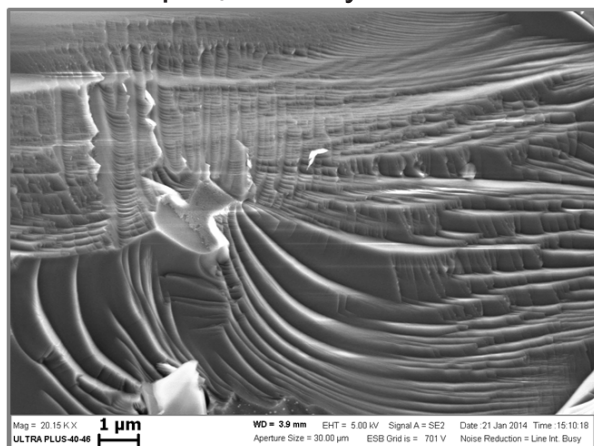
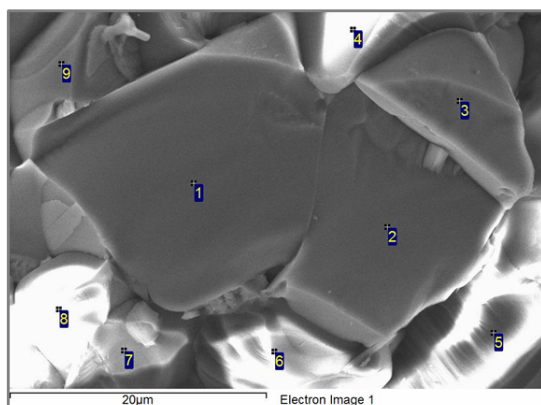


Рис. 2. Увеличенная структура излома зерна нитрида алюминия (метка 4 на рис. 1)

На рис. 1 представлено фото излома материала и химический анализ зёрен. На рис. 2 – увеличенная структура излома зерна нитрида алюминия (матрица) обозначенного цифрой 4 на рис. 1, на рис. 3 – структура излома зерна диборида титана (наполнитель).

Способ СВС при соответствующем составе исходной шихты позволяет проводить



| Spectrum | In stats. | B     | N     | Al    | Ti    | Total  |
|----------|-----------|-------|-------|-------|-------|--------|
| 1        | Yes       | 35,74 |       |       | 64,26 | 100,00 |
| 2        | Yes       | 38,36 |       |       | 61,64 | 100,00 |
| 3        | Yes       | 40,35 |       | 0,47  | 59,19 | 100,00 |
| 4        | Yes       |       | 30,00 | 70,00 |       | 100,00 |
| 5        | Yes       |       | 37,84 | 61,34 | 0,82  | 100,00 |
| 6        | Yes       |       | 21,84 | 75,05 | 3,11  | 100,00 |
| 7        | Yes       |       | 40,89 | 58,06 | 1,06  | 100,00 |
| 8        | Yes       |       | 45,57 | 54,43 |       | 100,00 |
| 9        | Yes       | 31,48 |       | 1,72  | 66,80 | 100,00 |
| Max.     |           | 40,35 | 45,57 | 75,05 | 66,80 |        |
| Min.     |           | 31,48 | 21,84 | 0,47  | 0,82  |        |

Рис. 3. Структура излома зерна диборида титана (наполнитель)

синтез слюд на воздухе и не требует энергозатрат и дорогостоящего оборудования. Гомовалентный и гетеровалентный изоморфизм в слюдах позволяет при СВС в широких пределах менять качественный и количественный состав горючей составляющей в исходной шихте. Это даёт возможность проводить синтез как с изменением агрегатного состояния вещества в зоне горения, то есть в расплаве, так и без изменения его. Синтез материала со слюдокристаллической матрицей из фторфлогопита проводился по следующей химической схеме:



В экспериментах, проведённых с целью получения композиционного материала при введении дополнительно шунгита в состав исходной смеси был синтезирован материал, структура которого представлена на рис. 4. Частицы шунгита представлены в виде округлых включений желтоватого цвета. Микротвердость шунгитовых частиц при нагрузке  $P=150$  г составляет  $H_m = 670 \dots 1280$  кг/мм<sup>2</sup>, серо-зеленая матрица фторфлогопита имеет микротвердость  $H_m = 120 \dots 306$  (кг/мм<sup>2</sup>) при нагрузке  $P=50$  г, белые включения представляют собой кремний с примесями железа и имеют микротвердость  $H_m = 700 \dots 940$  кг/мм<sup>2</sup>.

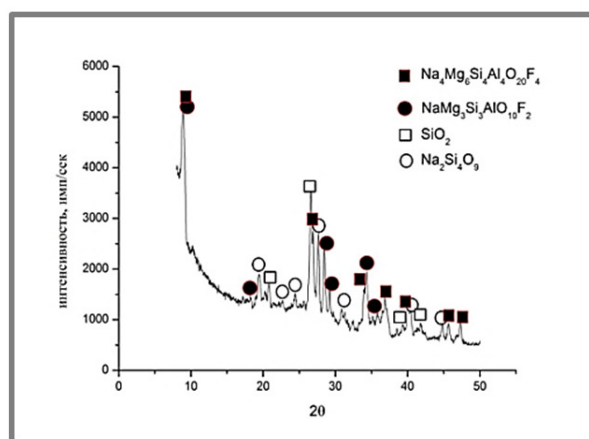
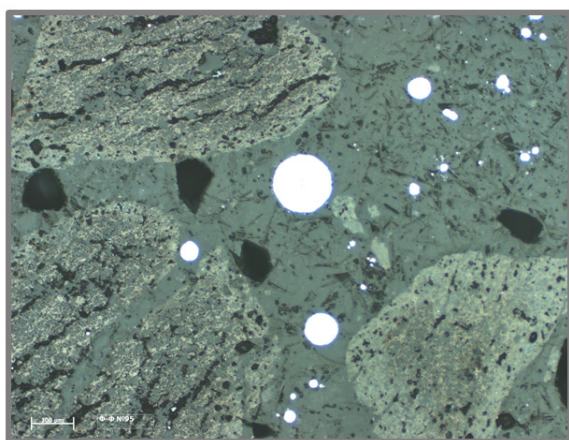


Рис. 4. Шлиф (а) и рентгенограмма композиционного материала литая слюда-шунгит (б)

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 13-03-12061 офи\_м.

## СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДЫХ ПРЕКУРСОРОВ $Ta_2O_5:Sm$ И ШИХТЫ $LiTaO_3:Sm$

Маслобоева С. М., Елизарова И. Р., Арутюнян Л. Г.

*Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В.Тананаева  
Кольского научного центра РАН, г. Апатиты, Мурманская обл., sofia\_masloboeva@mail.ru*

Развитие современной науки и техники характеризуется ростом применения в ней пьезо- и сегнетоэлектрических материалов, к которым относятся кислородные соединения тантала и ниобия кислородно-октаэдрического типа со структурой перовскита. Наиболее перспективными из них являются монокристаллы танталата и ниобата лития [1, 2]. Характеристики кристаллов зависят от качества шихты  $LiTaO_3(LiNbO_3)$ , используемой для их выращивания, а, следовательно, и от компонентов, участвующих в синтезе. Известно [3], что введение некоторых примесей в небольших концентрациях позволяет существенно модифицировать свойства кристаллов. Однако проблема получения совершенных монокристаллов с гомогенно распределенной легирующей примесью остается в настоящее время пока не решенной. В связи с этим задача синтеза химически однородной шихты  $LiTaO_3$  и выращивание из нее монокристаллов с улучшенными электрооптическими, нелинейно-оптическими, пьезоэлектрическими и другими свойствами является весьма актуальной.

Данная работа посвящена разработке метода допирования пентаоксида тантала катионами  $Sm^{3+}$  на стадии экстракционной переработки танталсодержащего сырья с последующим использованием полученного прекурсора  $Ta_2O_5:Sm$  для синтеза монофазной химически однородной шихты  $LiTaO_3:Sm$ , изучению свойств синтезированных продуктов.

Для проведения исследований использованы высокочистые танталсодержащие реэкстракты (состав, г/л:  $Ta_2O_5$  – 133,2, F – 65,0), которые получены на лабораторном 18-ступенчатом экстракционном каскаде типа смеситель-отстойник. Экстракционное выделение продуктов тантала проведено из фторидно-сернокислых растворов, полученных при переработке танталовых отходов. В качестве экстрагента использован н-октиловый спирт.

Разработан метод введения легирующей примеси в структуру  $Ta_2O_5$ , основанный на сорбции катионов  $Sm^{3+}$  высокочистым гидроксидом тантала. Подтверждена применимость метода во всем диапазоне изученных концентраций (от 0,1 до 3 мас.% Sm в  $Ta_2O_5$ ). Найдены оптимальные условия для получения прекурсоров  $Ta_2O_5:Sm$ . Показано, что после термической обработки при 1000 °С прекурсоры имеют заданный состав. Достигнута высокая воспроизводимость содержания легирующей примеси при выбранных оптимальных условиях. Прекурсоры

Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>:Sm по содержанию катионных примесей соответствуют техническим условиям, необходимым для получения шихты танталата лития.

Методами рентгенофазового анализа и ИК спектроскопии изучен фазовый состав полученных образцов Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>:Sm. Установлено, что в Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> наблюдается образование второй фазы: SmTa<sub>7</sub>O<sub>19</sub> при концентрации [Sm] ≥ 2 мас.%, а также при [Sm]=3 мас.% возможно наличие фазы SmTaO<sub>4</sub>.

Изучены условия получения шихты LiTaO<sub>3</sub>:Sm на основе прекурсоров Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>:Sm с различным содержанием допирующей примеси. Установлено, что монофазная шихта LiTaO<sub>3</sub>:Sm конгруэнтного состава (Li/Nb=0,94) синтезируется из прекурсоров Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>:Sm, в которых концентрация легирующей примеси не превышает 1,5 мас.%, при этом температура синтеза составляет 1200 °С. Содержание микропримесей в LiTaO<sub>3</sub>:Sm соответствует техническим условиям на шихту для выращивания монокристаллов танталата лития методом Чохральского.

Исследования микрогомогенности прекурсоров Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>:Sm и шихты LiTaO<sub>3</sub>:Sm по легирующему компоненту Sm при концентрациях от 0,1 до 1,5 мас.% Sm в Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> и от 0,094 до 1,41 мас.% Sm в шихте LiTaO<sub>3</sub>, проведенные на квадрупольном масс-спектрометре ELAN 9000 DRC-e с приставкой лазерной абляции UP-266 NACRO (New Wave Research), показали, что параметр Sr (дисперсия воспроизводимости интенсивности аналитического сигнала) для порошковых образцов Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>:Sm составляет 2,0...4,2%, для шихты LiTaO<sub>3</sub>:Sm – 4,0...6,7%. Таким образом, данные подтверждают химическую однородность исследуемых образцов.

Результаты важны для выращивания бездефектных монокристаллов танталата лития оптического качества с высокой однородностью состава и заданной концентрацией легирующей примеси.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кузьминов Ю. С. Ниобат и танталат лития – материалы для нелинейной оптики. М.: Наука. 1975. 224 с.
2. Лайнс М., Гласс А. Сегнетоэлектрики и родственные им материалы. М.: Мир. 1981. 736 с.
3. Сидоров Н. В., Волк Т. Р., Маврин Б. Н. и др. Ниобат лития: дефекты, фоторефракция, колебательный спектр, поляритоны. М.: Наука. 2003. 255 с.

## ИЗУЧЕНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИОНИЗИРУЮЩЕГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Мельник Н. А., Кузьмич Ю. В., Икконен П. В.

*Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева  
Кольского научного центра РАН, г. Апатиты, Мурманская обл., melnik@chemy.kolasc.net.ru*

В технике и атомной промышленности велика потребность в радиационно-стойких композиционных материалах. Такие композиционные материалы можно получить с использованием метода механического легирования. В ИХТРЭМС КНЦ РАН проводятся исследования по разработке механически легированных композиционных материалов (КМ) на различной основе. В данной работе представлены результаты исследований изучения композиционного материала на основе алюминия и радиационного воздействия на них.

При выполнении исследований использовали порошок алюминия марки ПА-4, ГОСТ 6058-73. Легирование алюминия проводили порошком суммы оксидов редкоземельных элементов (РЗЭ) со средним размером частиц 3 мкм. Оксиды РЗЭ были получены из солянокислого технологического раствора осаждением оксалатов с последующим их прокаливанием. Состав смеси оксидов (%):  $Y_2O_3$  – 64,6;  $Gd_2O_3$  – 11,5;  $Sm_2O_3$  – 9,8;  $Dy_2O_3$  – 9,7;  $Eu_2O_3$  – 2,3;  $Ho_2O_3$  – 1,8; (Ce, La, Nd, Pr) < 0,1. Изучение радиационных характеристик компонентов, используемых для механического легирования, показало отсутствие в них природных и техногенных радионуклидов.

В качестве объектов исследования были испытаны образцы компактированного механически легированного материала, содержащие 10...20% оксидов РЗЭ. Образцы КМ с 20 мас. % РЗЭ готовились методом механического легирования в течение 400 часов, образцы КМ с 10 мас.% – в течение 100 часов. Прессование осуществляли на гидравлическом прессе типа П-125.

Компактные образцы КМ облучали смешенными видами ионизирующего излучения (альфа-, бета-, гамма- и нейтронное излучения). Суммарная активность используемых ИИИ составляла  $1,42 \cdot 10^9$  Бк. Источники ионизирующего излучения, мощность экспозиционной дозы (МЭД) которых составляла 30 мЗв/ч, устанавливались в специально созданную установку для облучения, которая обеспечивала защиту персонала.

Исследуемые образцы композиционных материалов помещались непосредственно под ИИИ и выдерживались в течение 30-60-90-160 и более суток. Дозы облучения КМ составляли от 22 до 180 Зв. Коэффициент ослабления был равен 2...5 в зависимости от толщины образца КМ и количества легирующей добавки.

Результаты испытаний показали, что на разных стадиях исследований види-

мых изменений на поверхности материалов, связанных с радиационным воздействием, не происходит. После 6 месяцев облучения мощность экспозиционной дозы (МЭД) на поверхности компактных образцов составила  $0,25 \pm 0,02$  мкЗв/ч при фоновом значении – 0,14 мкЗв/ч. Гамма-спектрометрический анализ показал наличие в КМ радио-нуклидов Eu-152, La-138, Pr-138, Dy-165.

Установлено, что наличие радионуклидов на поверхности КМ – следствие наведенной активности и активации присутствующих в них РЗЭ, но нарушений поверхностных и внутренних слоев КМ методом оптической микроскопии не обнаружено.

Работа выполнена по Программе фундаментальных исследований ОХНМ-08 РАН «Разработка радиационно-стойких механически легированных композиционных материалов».

## МИКРОСТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА Тl-ЗАМЕЩЕННЫХ ЛАНТАНОСТРОНЦИЕВЫХ МАНГАНИТОВ

Меркулов Д. И., Баделин А. Г., Карпасюк В. К., Панкратов А. А.\*

*Астраханский государственный университет, г. Астрахань*

*\*Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, г. Екатеринбург*

Один из перспективных классов функциональных магнитных материалов образуют перовскитоподобные манганиты, которые могут обладать сочетанием ряда уникальных свойств, таких как колоссальное магнитосопротивление, гигантская магнитострикция, переключательные электрические характеристики [1...3]. Однако механизмы перемагничивания манганитов пока что не установлены однозначно, поскольку с традиционными процессами вращения намагниченности, зарождения и смещения доменных границ в них могут сосуществовать процессы возникновения, роста и слияния ферромагнитных областей в антиферромагнитной матрице [1, 2]. В поликристаллах, как известно, на процессы перемагничивания сильно влияют характеристики распределения зерен по размерам.

В настоящей работе представлены результаты исследования параметров микроструктуры, намагниченности и коэрцитивной силы манганитов системы  $\text{La}_{0,65}\text{Sr}_{0,35}\text{Mn}_{1-x}\text{Ti}_x\text{O}_{3+y}$  ( $x=0,1; 0,2; 0,25$ ). Однофазные манганиты выбранных составов синтезировали по керамической технологии на воздухе (смешение и измельчение исходных компонентов в шаровой мельнице, брикетирование, предварительный обжиг при 1273 К в течение 5 ч., второй помол, прессование таблеток,

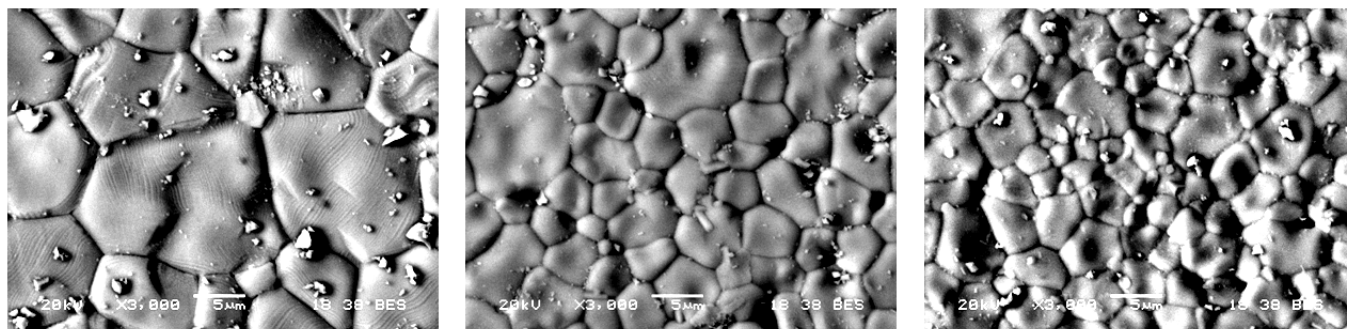


Рис. 1. Микроструктура манганитов (масштаб – 5 мкм):

а –  $\text{La}_{0,65}\text{Sr}_{0,35}\text{Mn}_{0,9}\text{Ti}_{0,1}\text{O}_3$ ; б –  $\text{La}_{0,65}\text{Sr}_{0,35}\text{Mn}_{0,8}\text{Ti}_{0,2}\text{O}_3$ ; в –  $\text{La}_{0,65}\text{Sr}_{0,35}\text{Mn}_{0,75}\text{Ti}_{0,25}\text{O}_3$

спекание при 1473 К в течение 10 ч, охлаждение образцов вместе с печью). С целью повышения намагниченности насыщения и точки Кюри манганитов [4] далее следовал отжиг в кислороде при 1173 К в течение 96 ч с последующей закалкой на воздухе. Электронномикроскопические изображения поверхности полученных

Таблица

| Состав                                                                       | $D_{cp}$ (μm) | As  | Ex   |
|------------------------------------------------------------------------------|---------------|-----|------|
| $\text{La}_{0,65}\text{Sr}_{0,35}\text{Mn}_{0,9}\text{Ti}_{0,1}\text{O}_3$   | 8,5           | 0,3 | -0,6 |
| $\text{La}_{0,65}\text{Sr}_{0,35}\text{Mn}_{0,8}\text{Ti}_{0,2}\text{O}_3$   | 5,0           | 0,8 | 0,8  |
| $\text{La}_{0,65}\text{Sr}_{0,35}\text{Mn}_{0,75}\text{Ti}_{0,25}\text{O}_3$ | 4,1           | 0,5 | -0,6 |

$D_{cp}$  – средний диаметр, As, Ex – асимметрия и эксцесс распределения зерен по размерам

манганитов приведены на рис. 1, а, б, в, а параметры микроструктуры – в таблице. Из приведенных данных следует, что средние размеры зерен манганитов становятся существенно меньше с увеличением содержания Ti. По-видимому, при спекании микрокомпоненты оксида Ti концентрируются на границах зерен и препятствуют их движению. Необходимо отметить, однако, что распределение зерен является двухмодальным, что свидетельствует о незавершенности процессов рекристаллизации.

Коэрцитивная сила манганитов при 80 К уменьшается от 70 до 56 Э при увеличении содержания титана, что может быть связано с необычным поведением намагниченности насыщения – ее возрастанием от 33,0 до 56,2 Гс·см<sup>3</sup>/г.

Работа выполнена в рамках Государственного заказа Министерства образования и науки РФ (проект 334).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. E. Dagotto, T. Hotta, A. Moreo. Phys. Rep., 344, 1 (2001).
2. Э. Л. Нараев. УФН, 166, 833 (1996).
3. V. K. Karpasyuk, A. G. Badelin, A. M. Smirnov, V. V. Sorokin, A. Evseeva, E. Doyutova, A. A. Shchepetkin J. Phys.: Conf. Ser., 200, 052026 (2010).

## ПОРОШКИ ТАНТАЛА С БОЛЬШОЙ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ

Орлов В. М., Крыжанов М. В.

*Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева  
Кольского научного центра РАН, г. Апатиты, Мурманская обл., orlov@chemy.kolasc.net.ru*

Получение функциональных материалов с улучшенными параметрами методами порошковой металлургии требует использования порошков с новыми свойствами. В этом плане большой интерес представляют наноразмерные порошки тантала. В настоящее время для изготовления конденсаторов с высоким удельным зарядом разрабатывается способ восстановления пентаоксида тантала магнием, позволяющий получать порошок тантала с удельной поверхностью до  $15 \text{ м}^2 \cdot \text{г}^{-1}$  при насыпной плотности более  $2 \text{ г} \cdot \text{см}^{-3}$  [1]. Особенностью формирования образующихся частиц порошка металла является то, что в процессе восстановления на фронте реакции в объеме исходной частицы пентаоксида образуются нано частицы тантала, разделенные прослойками оксида магния [2]. После выщелачивания оксида магния растворами минеральных кислот частица металлического порошка имеет губчатую структуру, поверхность которой определяется поверхностью пор. Это дало основание полагать, что при восстановлении танталатов магния, благодаря образованию дополнительных прослоек из оксида магния, могут быть получены порошки со значительно большей поверхностью. В работе представлены результаты исследования влияния количества оксида магния в прекурсор и условий его восстановления парами магния на характеристики получаемого порошка тантала.

Исходные материалы с различным содержанием танталатов  $\text{MgTa}_2\text{O}_6$  и  $\text{Mg}_4\text{Ta}_2\text{O}_9$  синтезировали методом спекания смеси пентаоксида тантала с оксидом магния. Шихту прессовали в таблетки, которые после спекания в интервале температуры 1073...1573 К растирали в порошок крупностью менее 1 мм.

Процесс восстановления парами магния вели либо при температуре 973...1073 К и постоянном вакуумировании реактора (остаточное давление 10 Па), либо при температуре 1073...1103 К и остаточном давлении аргона в реакторе 10...20 кПа. Продукты восстановления измельчали и дважды обрабатывали раствором азотной (15 мас.%) кислоты для удаления оксида магния, промывали дистиллированной водой и сушили при температуре 343 К. Удельную поверхность определяли адсорбционным статическим методом БЭТ, а пористость методом ВЖН на приборе Micromeritics TriStar II 3020.

Исследования показали, что при одинаковых условиях удельная поверхность порошков, полученных восстановлением танталатов, значительно боль-

ше удельной поверхности порошков, полученных восстановлением пентаоксида тантала. При этом поверхность увеличивается с ростом содержания  $Mg_4Ta_2O_9$  и уменьшением скорости поступления паров магния в зону реакции.

При восстановлении продукта, содержащего 95 %  $Mg_4Ta_2O_9$ , получены порошки тантала с удельной поверхностью  $60 \text{ м}^2 \cdot \text{г}^{-1}$ . Рассчитанный, исходя из удельной поверхности, средний диаметр частиц 6 нм. Характерной особенностью порошка является нанопористая структура с преобладанием мезопор диаметром менее 10 нм.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пат. 2230629 РФ, МПК<sup>7</sup> B22F 9/22, B22F 1/00, 2004 Металлические порошки, полученные восстановлением оксидов газообразным магнием / Шехтер Л. Н., Трипп Т. Б., Лэнин Л. Л. и др. - №2000130710/02; заявл. 06.06.1999; опубл. 20.06.2004, Бюл. № 17.
2. Kinetics of nanoscale structure development during Mg-vapour reduction of tantalum oxide / R. Müller, M. Bobeth, H. Brumm and all // International Journal of Materials Research. – 2007. – Vol. 98. – №11. – P.1138-1145.

## ИЗМЕНЕНИЕ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ И ПОРИСТОСТИ МАГНИИТЕРМИЧЕСКИХ ТАНТАЛОВЫХ ПОРОШКОВ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМООБРАБОТКИ

Орлов В. М., Прохорова Т. Ю., Мирошниченко М. Н.

*Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья Кольского научного центра РАН, г. Апатиты, [tantal@chemy.kolasc.net.ru](mailto:tantal@chemy.kolasc.net.ru)*

Термообработка является неотъемлемой частью технологического процесса получения конденсаторных танталовых порошков, которая позволяет регулировать их технологические характеристики, такие как насыпная плотность, текучесть, формуемость. Перспективным материалом для конденсаторных порошков с высоким удельным зарядом являются порошки, полученные восстановлением оксидных соединений тантала магнием [1, 2].

Цель настоящей работы – исследовать зависимость удельной поверхности и пористости таких порошков от режимов термообработки.

Исходным материалом служили порошки, полученные: 1 – восстановлением пентаоксида тантала (удельная поверхность  $S = 4,8 \text{ м}^2 \cdot \text{г}^{-1}$ ); 2 – танталатов магния ( $S = 27 \text{ м}^2 \cdot \text{г}^{-1}$ ). Термообработку вели в вакууме (остаточное давление  $5 \cdot 10^{-2}$  Па) в интервале температуры 900...1200 °С в течение 30 мин.

Исследования показали, что уже при температуре 900 °С происходит существенное изменение поверхности исследуемых порошков: поверхность порошка

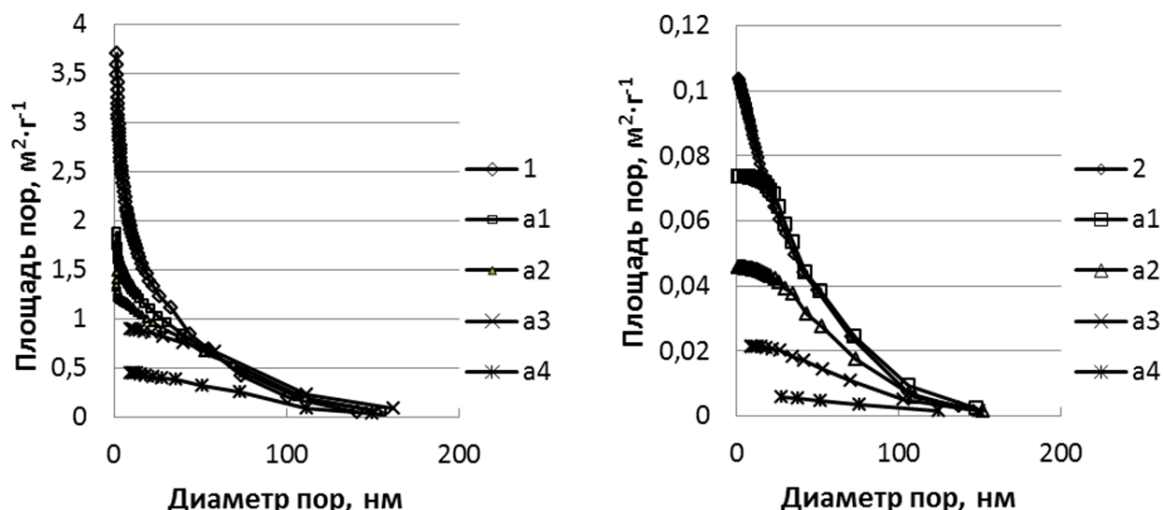


Рис. 1. Суммарные кривые распределения поверхности пор для термообработанного и исходного порошка с  $S = 4,8 \text{ м}^2 \cdot \text{г}^{-1}$  (а) и  $S = 27 \text{ м}^2 \cdot \text{г}^{-1}$  (б):

1, 2 – исходный порошок; а1, а2, а3, а4 – порошки, термообработанные при 900, 1000, 1100 и 1200 °С, соответственно

1 уменьшилась на 30 %, а порошка 2 – на 70 %.

Несмотря на то, что после термообработки при 1100 °С поверхность порошка 1 составляет 36 % от исходной, удельный заряд анодов не уменьшился. Дело в том, что магнетермические порошки тантала характеризуются нанопористой структурой (см. рис. 1). Значительная часть поверхности обеспечивается порами, размер которых сопоставим с толщиной анодного оксида и не оказывает влияния на ёмкость конденсатора. В процессе термообработки происходит зарастание мелких пор. Так, средний диаметр пор в частицах исходного порошка составлял 24 нм, а в термообработанных порошках – от 39 до 63 нм в зависимости от условий термообработки.

Аналогичные изменения, но в большей степени, происходили и с порошком 2, полученным восстановлением танталатов магния. Потери поверхности после термообработки при 1100 °С составили 90 %, однако, удельный заряд снизился всего на 14 %. Средний диаметр пор исходного порошка – 16 нм, а термообработанного – от 36 до 60 нм. Кроме того, использование термообработанного порошка позволяет уменьшить усадку анодов при спекании, что также способствует увеличению ёмкости.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пат. 6849104 США, МПК7 B22F 9/20. Metalothermic reduction of refractory metal oxides / Shekhter L. N. et al; H.C. Starck Inc. – № 09/849717; заявл. 04.05.01; опубл. 01.01.05.
2. Пат. 2465097 РФ, МПК B22F 9/22 (2006.01). Способ получения порошка тантала / Орлов В.М., Крыжанов М.В.; Ин-т химии и технологии редких элементов и минер. сырья Кол. науч. центра РАН. – № 201117870/02; заявл. 04.05.11; опубл. 27.10.12, Бюл. № 30.

## ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ ВОЛЬФРАМА ВОССТАНОВЛЕНИЕМ ОКСИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРАМИ МАГНИЯ

Колосов В. Н., Мирошниченко М. Н., Склокина Н. Ф., Орлов В. М.  
Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья  
им И.В. Тананаева; г. Апатиты, [tantal@chemy.kolasc.net.ru](mailto:tantal@chemy.kolasc.net.ru)

Цель настоящей работы – получение высокодисперсных порошков вольфрама восстановлением его оксидных соединений парами магния.

В качестве прекурсоров использовали триоксид вольфрама  $WO_3$  («ч») и синтезированный на его основе вольфрамат кальция  $Ca_3WO_6$ . Восстановление осуществляли в реторте-реакторе из нержавеющей стали при температуре  $T=700\ldots 800\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $t=2\ldots 4\text{ ч}$  в атмосфере паров магния и аргона при общем давлении 5 кПа. Прекурсоры в свободно насыпанном состоянии загружали в стальные контейнеры и размещали в реакционном стакане над емкостью с магнием (марка «М95»). Продукты восстановления обрабатывали 10 %-ным раствором соляной кислоты для удаления оксида MgO или смеси оксидов MgO и CaO с последующей отмывкой дистиллированной водой до нейтральной реакции.

Установлено, что при выдержке прекурсоров ( $WO_3$  или  $Ca_3WO_6$ ) в парах магния в течение 4 ч образуется порошок вольфрама (рис. 1, а). При восстановлении  $Ca_3WO_6$  при температуре  $700\ldots 730\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 2 ч порошок представляет собой рентгеноаморфную фазу с двумя широкими гало, включающую незначительное количество кристаллической фазы, связанной с тремя слабыми пиками вольфрама (110), (200) и (211) (рис. 1, б). Дифракционную картину, аналогичную приведенной на рис.1, б, ранее наблюдали для нанопорошков вольфрама, полу-

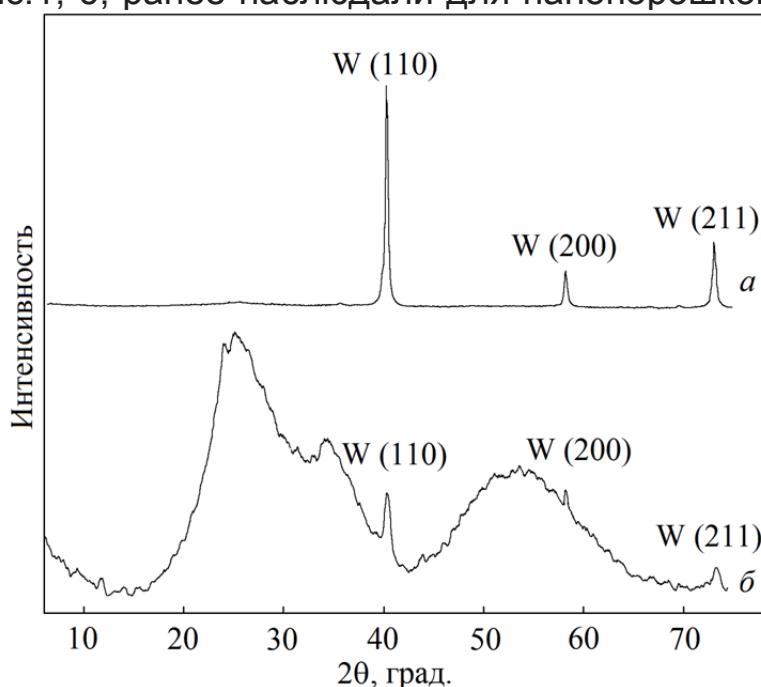


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм продуктов восстановления  $WO_3$  (а) и  $Ca_3WO_6$  (б) в парах магния после отмывки ( $T=730\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t=2\text{ ч}$ )

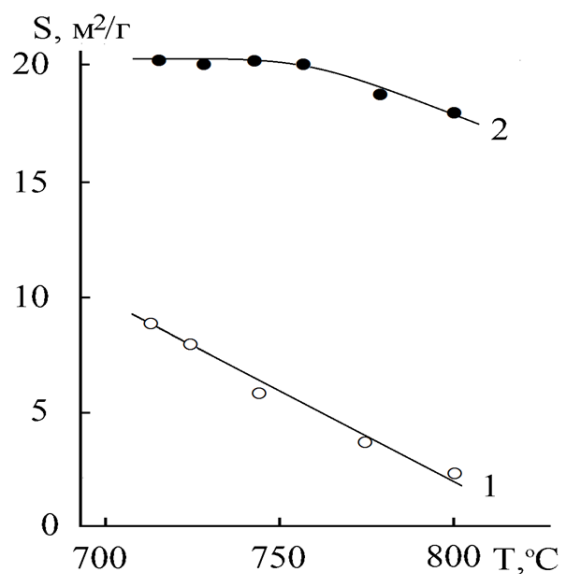


Рис. 2. Зависимости удельной поверхности порошков вольфрама от температуры процесса (порошки получены при выдержке в парах магния  $WO_3$  (1) и  $Ca_3WO_6$  (2) в течение 4 ч)

ченных восстановлением соединения  $WCl_6$  в водном растворе  $NaBH_4$  и  $NaOH$  при комнатной температуре [1]. Рентгеноаморфную фазу авторы [1] связывают с наличием в полученном порошке аморфных оксидов вольфрама.

Зависимости удельной поверхности порошков от температуры процесса представлены на рис. 2.

Видно, что при использовании в качестве прекурсора  $WO_3$  удельная поверхность порошков W не превышает  $10 \text{ м}^2 \cdot \text{г}^{-1}$  и снижается при повышении температуры во всем исследованном интервале. При восстановлении  $Ca_3WO_6$  получены порошки с гораздо

большой поверхностью, которая достигала  $20 \text{ м}^2 \cdot \text{г}^{-1}$  и с гораздо меньшей зависимостью от температуры восстановления. Насыпная плотность полученных порошков находится в интервале  $1,5 \dots 1,8 \text{ г} \cdot \text{см}^{-3}$ , что близко к значениям для порошков водородного восстановления марки W1,35 ( $1,85 \dots 2,21 \text{ г} \cdot \text{см}^{-3}$ ).

Эти данные говорят о перспективности использования вольфраматов для получения магнетермическим восстановлением порошков вольфрама с большой величиной удельной поверхности.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. O. A. Graeve, A. Modadi, R. Kanakala, K. Sinha. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 41a, 2010, p. 2691-2697.

## СПЕКАНИЕ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ВВЕДЕНИИ УГЛЕРОДНЫХ НАНО-ЧАСТИЦ

Панов В. С., Еремеева Ж. В., Михеев Г. В.

*Национальный исследовательский технологический университет МИСиС, г. Москва,  
eremeeva-shanna@ya.ru*

Введение наноразмерного углерода, такого как наноразмерные углеродные нити, ультрадисперсная сажа и фуллеренов в порошковую шихту для получения порошковых сталей оказывает положительное влияние на формирование структуры и свойств порошковых материалов на стадиях приготовления исходной шихты, её прессования и спекания. Рассмотрены закономерности спекания формовок, содержащих различные наноразмерные углеродные материалы в шихте, формирования структуры и свойств получаемых материалов. Установлено существенное ускорение гомогенизации материала, повышение однородности структуры, уменьшение количества неметаллических включений и улучшение всего комплекса механических свойств при введении в шихту смеси наноразмерных углеродных материалов (ультрадисперсной сажи и наноразмерных углеродных нитей). Их применение по сравнению с другими наноуглеродными материалами улучшило условия восстановления поверхностных оксидов и отвода продуктов их восстановления.

В процессе спекания наиболее полно происходит растворение углерода. Уже при 850 °С и выдержке в течение 30 мин. свободного графита и неметаллических включений обнаружено не было. Снижение содержания кислорода в образцах содержащих смеси наноразмерных углеродных материалов по сравнению с образцами, содержащими другие наноразмерные углеродные материалы, объясняется высокой восстановительной способностью ультрадисперсной сажи. В результате этих процессов на поверхностях частиц порошка образуется атомарный углерод. Эти процессы происходят в зоне непосредственного разогрева частицы.

Исследования распределения углерода в объеме материала с помощью Оже-спектроскопии и фрактографии показали, что при использовании смеси наноразмерных углеродных материалов химическая неоднородность практически отсутствует.

Работа выполнена при финансовой поддержки РФФИ проект номер 13-08-0257

## ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ Г13

Панов В. С., Еремеева Ж. В., Жердицкая Н. Н.

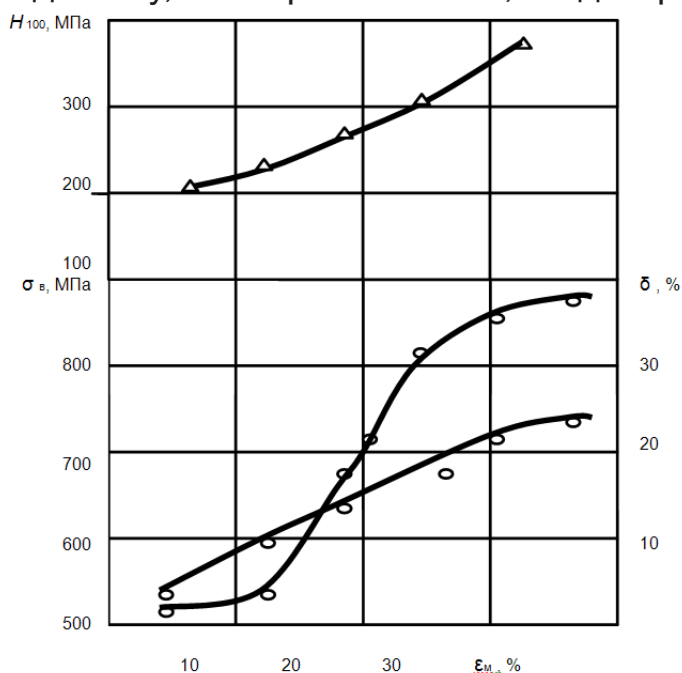
Национальный исследовательский технологический университет МИСиС, г. Москва  
Южно-Российский технический университет (НПИ), г.Новочеркасск

Свойства порошковых сталей определяются процессами структурообразования на всех этапах их производства. В настоящей работе рассмотрено влияние степени деформации на механические свойства порошковой аустенитной стали Г13п. Для реализации различного напряженного состояния при ГШ с разной степенью и направлением деформации исследовали следующие схемы уплотнения: осадка, поперечное горячее прессование, всестороннее неравноосное сжатие, свободная осадка в толстостенном контейнере. Условия спекания были одинаковыми. Нагрев образцов перед ГШ проводили в интервале температур 900...1200 °С, уплотнение осуществляли с различной степенью деформации. Степень деформации материала  $\varepsilon_m$  определяли по формуле:

$$\varepsilon_m = \frac{\beta_o}{2,0 - 2,8} \varepsilon_{пр},$$

где  $\beta_o$  – относительный объем исходной прессовки;  $\varepsilon_{пр}$  – степень макродеформации,  $\varepsilon_{пр} = dH_{ср} / H_{ср}$ ;  $H_{ср}$  – среднестатистическая высота прессовки.

При ГШ со степенью деформации 5 % на микрошлифах наблюдается незначительное количество объемов со следами внутризеренного скольжения. По-видимому, на первых этапах, когда происходит уплотнение материала по меха-



низму ЗГП, деформации подвергаются кристаллы, плоскости скольжения которых благоприятно расположены относительно действующего напряжения. На этом этапе уплотнение осуществляется за счет истинного ЗГП, что вызывает упрочнение только в приграничных объемах. Затем возможно возникновение множественного скольжения. Такая степень деформации дает самые низкие значения прочности и пластичности стали. Последующее увеличение степени

Рис. 1. Влияние степени деформации на механические свойства и микротвердость стали Г13п при температуре ГШ 1200 °С

жественного скольжения, а также продолжению ЗГП, в результате чего происходит уплотнение с одновременным упрочнением материала.

С увеличением степени деформации до 20 % и более развивается процесс множественного скольжения практически во всех объемах зерен. При степени деформации  $\varepsilon_m = 33$  % зерна аустенита фрагментируются линиями скольжения, на фоне которых можно наблюдать небольшое количество мелких рекристаллизованных объемов размером 3...5 мкм.

Начинающаяся динамическая рекристаллизация, а также статическая, в течение технически обусловленной паузы до охлаждения, еще не вносят существенного вклада в процесс разупрочнения. При этом наблюдается значительное улучшение свойств стали.

## **ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ СТЕКЛА, ЭЛЕКТРОХРОМНЫЕ УСТРОЙСТВА И СОЛНЕЧНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ЭКСТРАКЦИОННО-ПИРОЛИТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ**

Патрушева Т. Н., Снежко Н. Ю., Белоусов А. Л., Рыженков А. В., Михлин Ю. Л.,  
Жарков С. М., Холькин А. И.

*Сибирский федеральный университет, Красноярск  
Институт химии и химической технологии СО РАН, Красноярск  
Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, Москва*

Пленки оксида индия-олова  $\text{In}_9\text{SnO}_x$  (ITO) обладают высоким коэффициентом пропускания света в видимой области спектра, хорошей электрической проводимостью, твердостью и химической инертностью. Пленка ITO отражает инфракрасные лучи, что даёт возможность использовать её в качестве теплозащитного покрытия на оконных стеклах [1]. Они могут найти широкое применение в строительной и автомобильной индустрии при условии их получения масштабным малозатратным методом.

Наличие сырья и затраты на метод изготовления являются важными факторами при изготовлении материалов. Выбор метода, как правило, связан с учетом оптимального функционирования пленки для конкретного использования.

Для получения наноструктурных пленок высокой чистоты  $\text{In}_9\text{SnO}_x$  заданной стехиометрии на подслое  $\text{Zr}_{0.3}\text{Y}_{0.3}\text{O}_x$  (YZO) из недорогих исходных веществ использован экстракционно-пиролитический метод [2]. Метод заключается в экс-

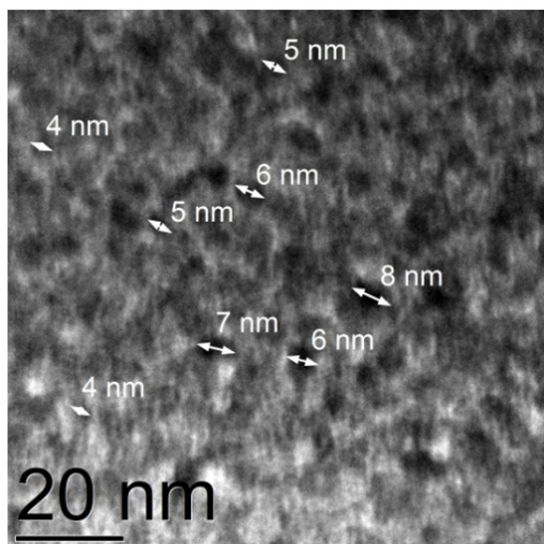


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение ИТО пленки, полученной экстракционно-пиролитическим методом

тракции металлов из растворов их неорганических солей ( $\text{InCl}_3$ ,  $\text{SnCl}_2$ ,  $\text{ZrOCl}_2$ ,  $\text{YCl}_3$ ) с целью очистки от примесей и перевода ионов металла в органическую фазу с получением растворов экстрактов. Проверка содержания металлов в экстрактах осуществлялась методом атомной абсорбции. После смешивания экстрактов металлов в требуемом соотношении, смесь экстрактов наносилась на подложки и подвергалась термическому разложению.

Процессы термического разложения экстрактов происходят в узкой области температур 350...400 °С. Исследования РФЭС показали практическое отсутствие примесных элементов,

включая углерод, в пленках ИТО, полученных экстракционно-пиролитическим методом. При этом пленки, полученные экстракционно-пиролитическим методом, имеют нанокристаллическую структуру с размером зерен около 6 нм, как показали исследования методами РФА и АСМ и ПЭМ.

Спектры оптического пропускания показали высокую прозрачность ИТО пленок в видимой области спектра и поглощение ИК-излучения дальнего и среднего диапазона длин волн.

С использованием экстрактов металлов (In, Sn, Ni) методом нанесения тонких пленок на стекло с последующим термическим разложением изготовлена электрохромная ячейка, включающая прозрачные проводящие пленки ИТО на стекле, которые использовали в качестве электродов, а также пленки электрохромного материала NiO на ИТО-стекле с последующей сборкой электрохимической ячейки с жидким электролитом.

Аналогично посредством нанесения фотоактивной пленки диоксида титана на прозрачный проводящий электрод ИТО-стекло с последующей пропиткой красителем был изготовлен фотоанод для солнечной ячейки. Сборка солнечной ячейки осуществлялась соединением фотоанода с контр-электродом и квазитвердым электролитом.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Fortunato E., Ginley D., Hosono H., Paine D. C. Transparent Conducting Oxides for Photovoltaic // Materials Research Bulletin. 2007. Vol. 32, No. 3. P. 242-247.
2. Холькин А.И., Патрушева Т.Н. Экстракционно-пиролитический метод. Получение функциональных оксидных материалов. – М. Ком. Книга. 2006. 288 с.

**НОСИТЕЛЬ КАТАЛИЗАТОРА НА ОСНОВЕ ПОРОШКА Fe-Al**

Петюшик Е. Е., Тихов С. Ф.\*, Клевченя Д. И.\*\*, Романенков В. Е.\*\*,

Евтухова Т. Е.\*\*, Пинчук Т. И.

ГНПО порошковой металлургии НАН Беларуси, pet65@bk.ru

\* Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, tikhov@catalysis.ru

\*\*Белорусский национальный технический университет, rom52@mail.ru

На основе метода гидратационного твердения порошка Fe-Al, полученного в процессе механохимической активации (МА) смесей порошкообразных металлов в планетарной шаровой мельнице, разработана технология синтеза пористого проницаемого для жидкостей и газов наноструктурного композита. Представлены результаты исследования структуры и свойств композита, представляющего интерес в качестве носителя катализаторов и полученного минуя стадию синтеза нанопорошка.

Порошок Fe-Al синтезирован в Институте катализа СО РАН в процессе МА в планетарной шаровой мельнице смеси алюминиевой пудры марки ПАП-2 (ГОСТ 5499-71) и порошка железа. Процесс гидратационного твердения порошка Fe-Al в виде слоя на поверхности крупнопористой подложки проводили в среде водяного пара при температуре до 100 °С. В качестве подложки использовали диски размером Ø 30х3 мм, выполненные методом порошковой металлургии из порошка титана марки ТПП-5 с размером частиц 0,4...0,63 мм (ТУ 1791-449-05785388-99, Березники, «Ависма» РФ). С целью увеличения удельной поверхности носителя в Fe-Al порошок добавляли синтезированный в Институте катализа СО РАН силикатный мезопористый порошкообразный материал SBA-15 с размером частиц до 0,5 мкм и в количестве 1...10 мас. %.

Толщина пористого слоя на дисках из титана составляет ~ 90...100 мкм, материал заполняет поверхностные поры подложки (рис. 1, а). В процессе гидрата-

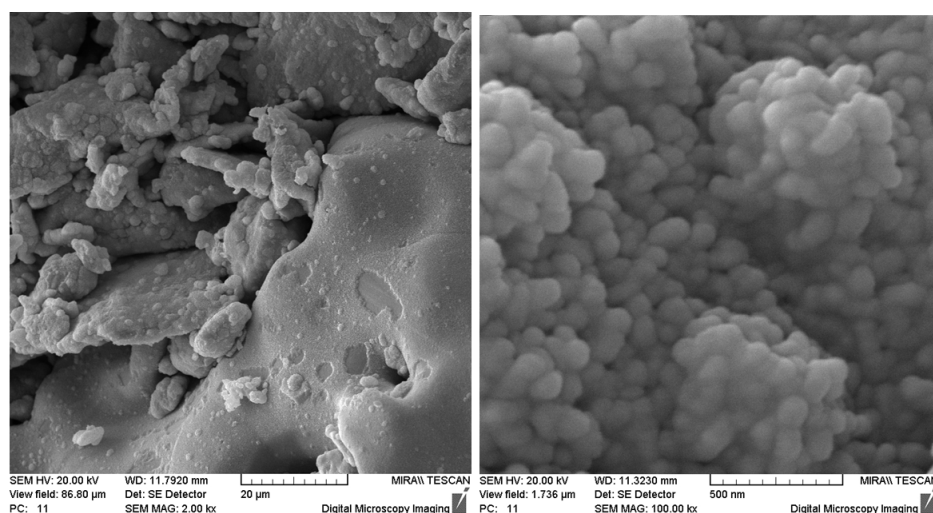


Рис. 1. СЭМ-фото структуры носителя

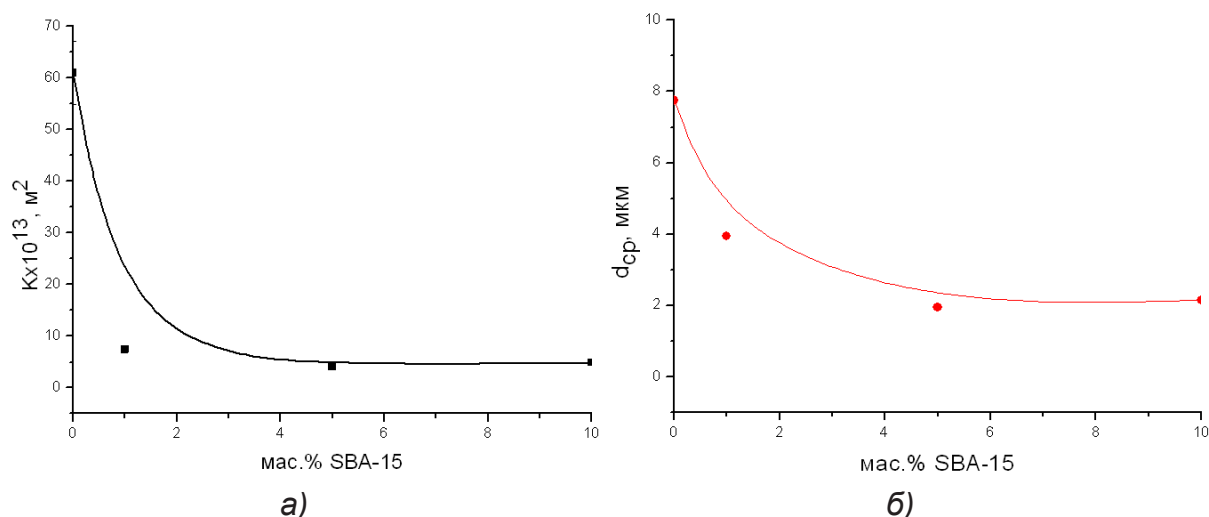


Рис. 2. Зависимости коэффициента проницаемости и среднего размера пор носителя от содержания SBA-15

ционного твердения частицы порошка Fe-Al покрылись слоем наночастиц гидроксида алюминия размером до 100 нм, соединенных контактами (рис. 1, б). В процессе твердения титановая подложка также покрывается слоем наночастиц гидроксида алюминия (рис. 1, а), выполняющего функцию переходного слоя в композите и обеспечивающего адгезию частиц порошка Fe-Al к титановой подложке. Введение в порошок Fe-Al мезопористого SBA-15 приводит к снижению и коэффициента проницаемости и размера пор носителя (рис. 2), но способствует существенному увеличению удельной поверхности (таблица). Носитель имеет трехуровневую систему пор, в которой ультрамакропоры сформированы гидратированными частицами порошка Fe-Al, мезопоры размером 20...80 мкм сформированы в SBA-15, мезопоры размером 6...12 мкм сформированы между наночастицами гидроксида алюминия (рис. 1, б).

Таблица

Влияние содержания SBA-15 в носителе на комплекс свойств

| Содержание SBA-15, мас. % | Предел прочности при сжатии, МПа | Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /г | Преобладающий размер nanopores, нм |
|---------------------------|----------------------------------|-----------------------------------------|------------------------------------|
| 0                         | 26,0                             | 0,736                                   | 20...80                            |
| 1                         | 25,8                             | 5,537                                   | 6...8 / 20...80                    |
| 5                         | 22,1                             | 27,715                                  | 8...10 / 20...80                   |
| 10                        | 18,8                             | 55,634                                  | 10...12 / 20...80                  |

Механическая прочность носителя монотонно снижается с увеличением массовой доли SBA-15 (таблица), что характерно для твердеющих композиций, содержащих инертный наполнитель.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. V USOLTSEV, S TIKHOV, A SALANOV, V SADYKOV, G GOLUBKOVA, O LO-MOVSKII. Properties of porous FeAlO<sub>y</sub> /FeAl x ceramic matrix composite influenced by mechanical activation of FeAl powder// Bull. Mater. Sci., Vol. 36, No. 7, December 2013, pp. 1195–1200.

## ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ КОНТЕЙНЕРОВ ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЕРМАНИЯ МЕТОДОМ VGF

Подшибякина Е. Ю., Шиманский А. Ф.

*Сибирский Федеральный университет, г. Красноярск*

*Институт цветных металлов и материаловедения, г. Красноярск,*

*podshibyakina.elenka@mail.ru*

В последнее десятилетие, бесконтактный метод замораживания в поле градиента температуры (VGF), модификация известного вертикального метода Бриджмена (VB), привлек значительный интерес. Известно, что метод Бриджмена и метод замораживания в поле градиента температуры используется для роста полупроводникового германия. Важнейшей задачей при его производстве является обеспечение максимальной чистоты на всех операциях получения. Особые требования предъявляются к материалу контейнера для расплава германия [1]. Повышенные требования к чистоте, а также механическим характеристикам изделий обусловили выбор шликерного литья в качестве способа формования контейнеров. Жесткие требования к чистоте контейнеров обеспечиваются в процессе шликерного литья чистотой исходных компонентов литьевой системы. Шликер готовили на основе плавленного кварца одностадийным методом [2].

Литье изделий осуществляли в гипсовые формы, с внутренним диаметром 50 мм. Плотность полуфабрикатов составляла  $\sim 1,9 \text{ г/см}^3$ . На заключительной технологической стадии проводили спекание керамики при температуре 1473 К в течение 2 ч. Фотография экспериментального образца изделия, изготовленного по приведённым выше режимам, представлена на рис. 1.

Представленный керамический образец предназначены для очистки германия методом замораживания в поле градиента температуры (VGF).



Рис. 1. Экспериментальный образец керамических контейнеров

Суммарное содержание примесей в полученных образцах  $\Sigma_{\text{пр}}$  составляет 0,120 масс. %, преобладают такие примеси, как Na, K, Mg и Fe, поэтому требуется проводить очистку исходного плавленного кварца в кислотах, в этом случае суммарное содержание примесей снижается до 0,050 масс. %.

Кардинальным способом очистки является нанесение покрытий на основу из плавленного кварца. В качестве мате-



Рис. 2. Экспериментальные образцы керамических контейнеров с покрытиями на основе тетраэтоксисилана

риалов покрытий используют тетраэтоксисилан (ТЭОС). На рис. 2 представлен полученный керамический образец с покрытием.

На предприятии ОАО «Германий» (г. Красноярск) были проведены испытания контейнеров, изготовленных по керамической технологии с покрытиями, направленные на получение кристаллов германия показали, что изделия из аморфного оксида кремния мо-

гут использоваться в качестве контейнеров для выращивания германия. Изделия, не смачиваются расплавом германия, пригодны для выращивания монокристаллов германия методом замораживания в поле градиента температуры (VGF) при условии высокой чистоты материала контейнера.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Depuydt B. Germanium: From the first application of Czochralski crystal growth to large diameter dislocation-free wafers / B. Depuydt, A. Theuwis, I. Romandic // Materials Science in Semiconductor Processing. □ August October 2006. № 9. Issues 4–5. P. 437–443.
2. Пивинский Ю. Е. Теоретические аспекты технологии керамики и огнеупоров. СПб.: Стройиздат СПб, 2003. 544 с.
3. Шиманский А. Ф. Исследование и разработка технологических режимов изготовления кварцевых тиглей для плавления кремния / А. Ф. Шиманский, О. И. Подкопаев, М. Н. Васильева, Н. С. Симонова, К. Н. Фомина, Г. М. Зеер // Журнал СФУ. –2009 – №4. – С. 307-314.

# СВС КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ БИДИСПЕРСНЫХ СМЕСЕЙ $Ti+2B$ И $Ti+Al$ С ТИТАНОМ СФЕРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ.

Пономарев М. А., Лорян В. Э., Боровинская И. П.

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

Исследовались особенности формования из бидисперсных порошковых смесей структурированных прессованных заготовок (методом последовательного послойного уплотнения) и последующее получение из них композиционных материалов методом СВС. Рассматривались типичные для СВС модельные системы –  $Ti-B$ ,  $Ti-Al$  из порошковых реагентов сферической и несферической формы, в которых крупнодисперсным компонентом был титан (фракции со средним диаметром сферических частиц 220 мкм, 290 мкм, 410 мкм, изготовленных методом плазменного распыления и титан марки ПТС), а мелкодисперсными компонентами – аморфный бор (размер частиц – 0,2...6 мкм) и алюминий марки АСД4 (фракция – 1...10 мкм). По схеме стандартного одноосного прессования происходило импульсное (выполнялось  $N$  – от 0 до 30 уплотняющих ударов) уплотнение тонких слоёв порошков, последовательно запрессовываемых в цилиндрические стальные или длинномерные кварцевые формы [1]. Для получаемых прессованных образцов зависимости высот уплотненных тонких слоёв  $H=f(M)$  имели характерный возрастающий ступенчатый вид, а зависимости относительной плотности  $\rho_o=\rho_o(M)$  – характерный немонотонный периодический вид, что явилось следствием происходящего структурообразования в объеме тонких слоёв порошков титана при определенных значениях  $M$  при прессовании. На фотографии на рис. 1 показан спрессованный из порошка титана образец в кварцевой оболочке,

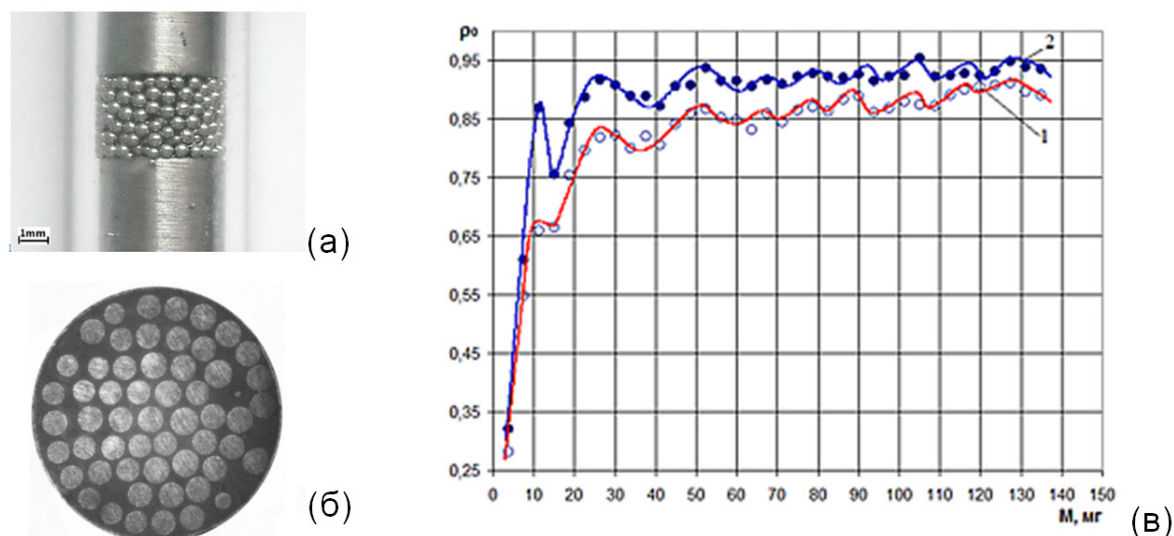


Рис. 1. Фото прессовки в кварцевой форме с упорядоченным расположением частиц титана (а); шлиф торца прессовки из смеси  $Ti+2B$  (б); зависимость относительной плотности прессовки от массы засыпки при последовательном прессовании ( $Ti+Al$ , 1 -  $N=0$ ; 2 -  $N=1$ ) (в)

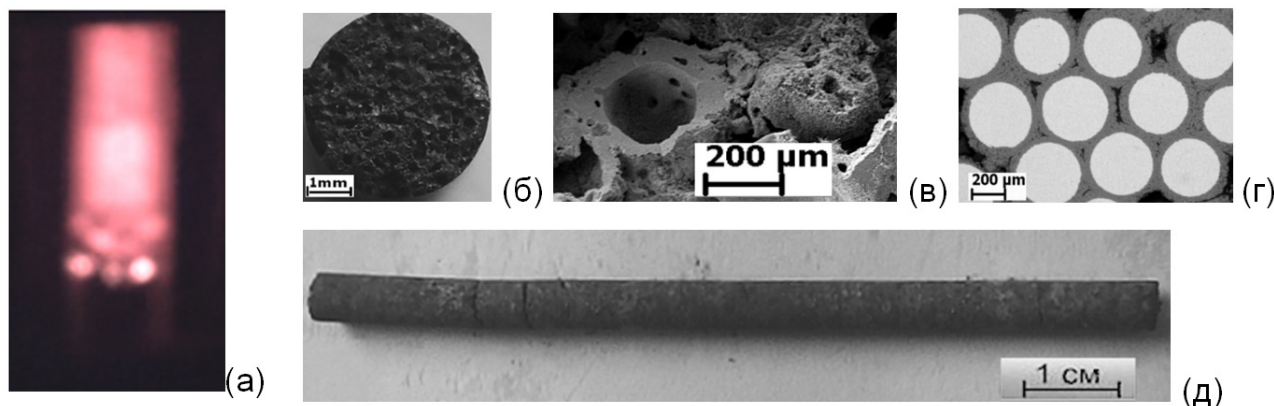


Рис. 2. Прохождение волны горения в образце  $0,4(\text{Ti}(\text{сферы } d=290\text{мкм})+2\text{B})+0,6(\text{Ti}(\text{ПТС})+2\text{B})$  (а); поперечный скол продукта синтеза системы Ti–B (б); гранулы и скол гранулы в продукте синтеза системы Ti–B (в); структура продукта синтеза Ti–Al (г); образец TiB2 (д)

шлиф прессовки состава Ti+Al и зависимость  $\rho_o = \rho_o(M)$  для длинномерных образцов, прессуемых из смеси порошка титана и бора. В структурированных образцах осуществлялся СВС в режиме горения или воспламенения. Для реализации СВС в образцах Ti+2B требовался подогрев смесей до начальных температур –  $T_o = 700 \dots 1000 \text{ }^\circ\text{C}$  – из-за низкой удельной поверхности сферических частиц титана. Добавляя к крупнодисперсному титану сферической формы более мелкий титан марки ПТС (средний размер частиц – 120 мкм), были сформированы реакционноспособные смеси, в которых СВС происходил без предварительного подогрева смеси в режиме горения. На рис. 2 представлена фотография прохождения волны горения в образце (а), результаты изучения микроструктуры полученных материалов (б...г) и фотография длинномерного образца ( $L \sim 70\text{мм}$ ,  $L/D \sim 17$ ) после СВС (д). На рис. 3. представлена структура продукта синтеза системы Ti–B.

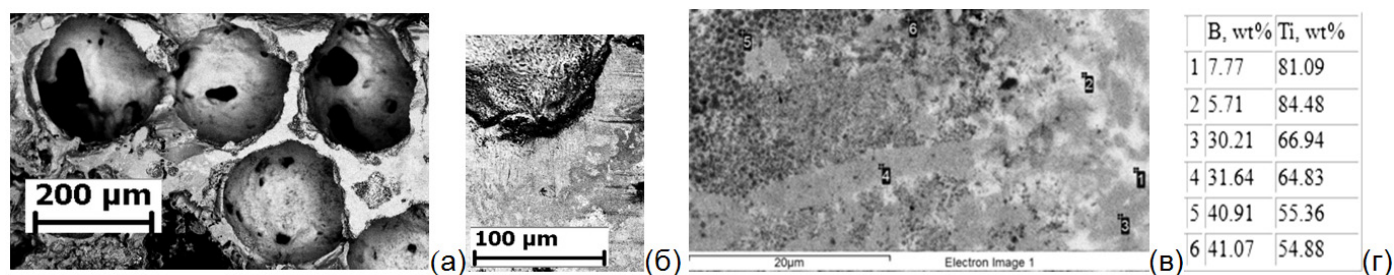


Рис. 3. Структура продукта синтеза из смеси  $0,6(\text{Ti}(\text{сферы } d=290\text{мкм})+2\text{B})+0,4(\text{Ti}(\text{ПТС})+2\text{B})$ : а – структура из макропор; б...г – состав материала в межпоровом пространстве

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 13-03-12061 офи\_м.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. М. А. Ponomarev, V. E. Loryan, A. G. Merzhanov Uniaxial Compression of Ti, B, and T–B Powders: Structurization in Case of Spherical Ti Particles, Intl.J.SHS, 2012, vol.21, no.1, pp.51-54.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСТВОРЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ

Попович А. А., Разумов Н. Г.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
 popovicha@mail.ru, n.razumov@inbox.ru.

Представлены результаты экспериментов по исследованию влияния времени обработки на процесс растворения легирующих элементов в ходе механического легирования железа аустенитообразующими элементами в азотосодержащей атмосфере. Исследования проводились на порошках сплава Fe-18Cr-8Ni-12Mn, полученных механическим легированием в атмосфере азота в течение 15, 30, 45, 60 мин и 3,5 часов. Механическое легирование проводили в энергонапряженной вибромельнице по методике, описанной в работах [1, 2].

Установлено, что с началом процесса механолегирования за счет интенсивной пластической деформации происходит слипание частиц порошка исходных компонентов, а затем идет процесс «деформационного атомного перемешивания», который вызван необратимыми изменениями формы и размеров частиц порошка [3, 4]. При малой продолжительности процесса механолегирования, получаемые порошки представляют собой «слоеный пирог», т.е. распределение элементов по частице порошка неравномерное; существуют зоны обогащенные одним легирующим элементом, в то время как в других его содержание очень низкое (рис. 1). При таком неравномерном распределении легирующих элементов в

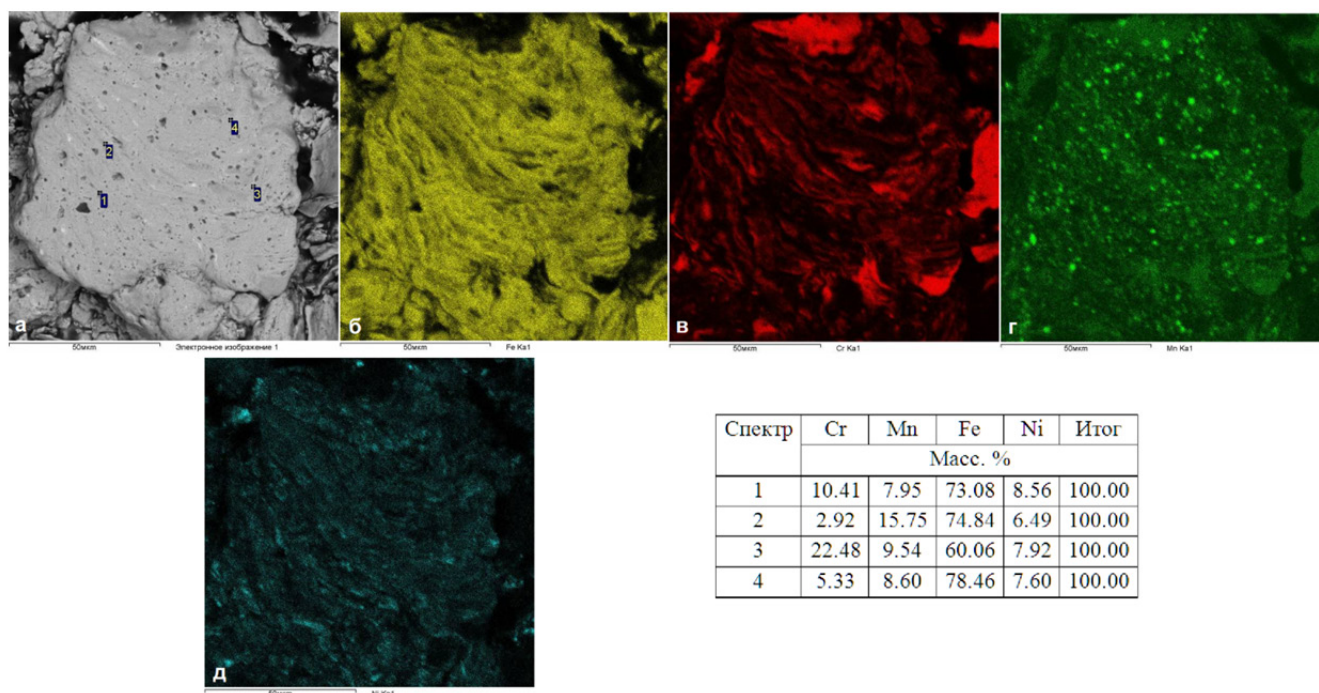


Рис. 1. Распределение компонентов в объеме частицы порошка Fe-18Cr-8Ni-12Mn после 15 минут механического легирования:

а) общий вид исследуемого участка; б) Fe; в) Cr; г) Mn; д) Ni и результаты точечного химического анализа

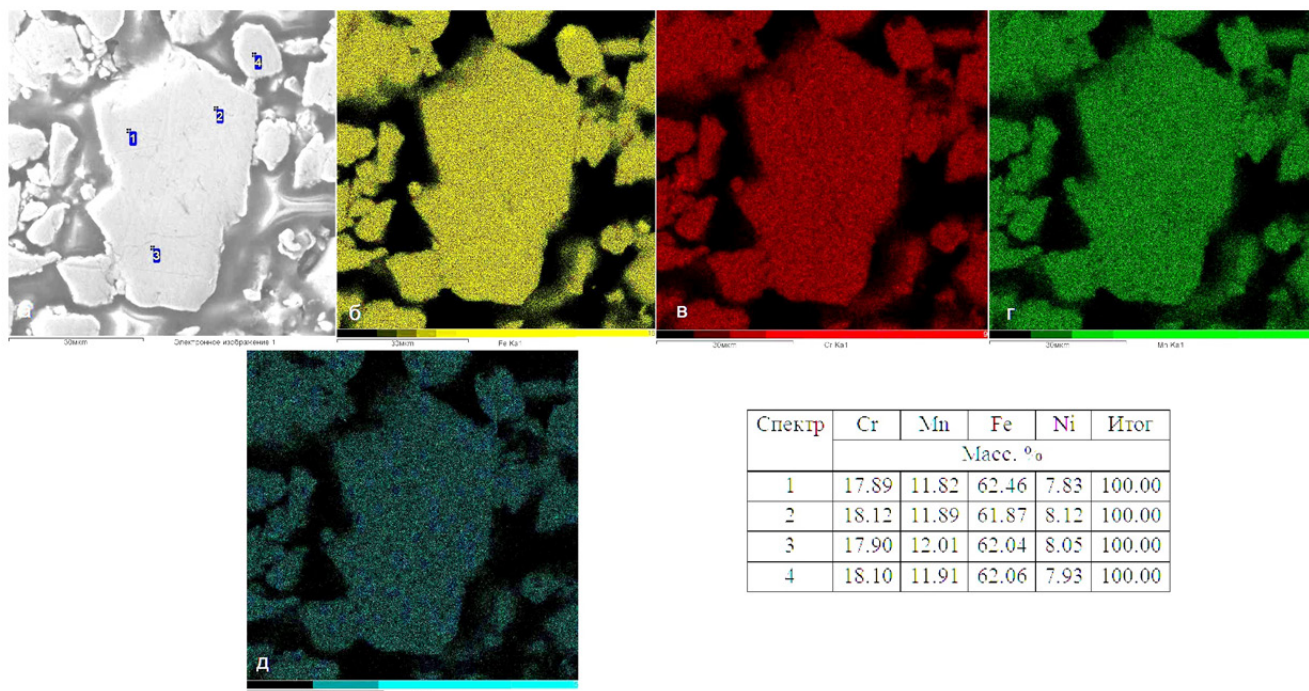


Рис. 2. Распределение компонентов в объеме частицы порошка Fe-18Cr-8Ni-12Mn после 3,5 часов механохимического синтеза:

а) общий вид исследуемого участка; б) Fe; в) Cr; г) Mn; д) Ni и результаты точечного химического анализа

порошке они могут давать довольно интенсивные пики на рентгенограммах. Результаты точечного химического анализа (рис. 1, а) показывают, что в частице порошка существуют области, химический состав которых соответствует области существования  $\gamma$ -Fe по диаграмме Шеффлера, но рентгенофазовый анализ этого не показывает. Это связано с длительностью процесса механолегирования, т.е. ввиду малого времени синтеза дозы подведенной энергии не достаточно, чтобы элементы смогли образовать твердый раствор и, соответственно, произошел переход ОЦК в ГЦК решетку. С увеличением времени механолегирования доза подведенной энергии увеличивается, за счет этого происходит постепенное выравнивание распределения легирующих элементов по объему частицы получаемого порошка (рис. 2) и переход ОЦК решетки в ГЦК. Результаты точечного химического анализа в частице порошка после 3,5 часов механохимического синтеза показывают, что легирующие элементы равномерно распределены по объему порошка и соответствуют химическому составу исходной композиции (рис. 2, а).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гюлиханданов Е. Л., Попович А. А., Разумов Н. Г., Силин А. О. Механохимический синтез высоколегированных порошковых сплавов системы Fe-Cr-Ni-Mn-N // Перспективные материалы. 2011. № 13. С. 742-745.
2. Popovich A. A., Razumov N. G., Silin A. O., Gulikhandanov E. L., Anoshkin I. V., Nasibulin A. G., and E. I. Kauppinen. Mechanochemical Synthesis of High Alloyed Powder Alloys of the Fe-Cr-Ni-Mn-N System // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2013, Vol. 54, No. 6, pp. 508 - 512.
3. Болдырев В. В. Механохимия и механическая активация твердых веществ // Успехи химии. - 2006. - Т. 75. - № 3. - С. 203-216.
4. Бутягин П. Ю. Проблемы и перспективы механохимии // Успехи химии. - 1994. - Т. 63. - С. 1031 - 1043.

## **РАЗРАБОТКА ПЕРСПЕКТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХЗВУКОВОЙ ГАЗОПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ПРОБЛЕМ ИЗНОСА ДЕТАЛЕЙ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ**

Радченко М. В., Шевцов Ю. О., Радченко Т. Б.

*Алтайский государственный технический. университет им. И.И.Ползунова, г. Барнаул,  
mirad\_x@mail.ru*

Для решения проблем износа рабочих поверхностей актуальным является развитие уже существующих и разработка новых способов поверхностного упрочнения и восстановления рабочих поверхностей. Как известно, в таких случаях предпочтение отдается аппаратуре и технологиям, использующим концентрированные потоки энергии, как например, электронные пучки в вакууме, лазерные лучи, плазменные струи. При этом последние 10...12 лет всё активнее начинают развиваться процессы нанесения защитных покрытий напылением с использованием сверхзвуковых газовых струй. Все процессы напыления без исключения имеют один существенный недостаток, ограничивающий промышленное использование – отслоение покрытий ввиду относительно низкой прочности сцепления с основой.

Для решения этой проблемы в ООО «НИИ Высоких Технологий» (г. Барнаул, Россия) в рамках Федеральной программы России «СТАРТ-2005 был выполнен комплекс исследований, включающий расчеты сопел Лавалля с различными числами Маха, изготовление серии сопел и их экспериментальную апробацию в процессе наплавки износостойких порошковых сплавов на изношенные поверхности деталей [1, 2]. В результате разработан и запатентован способ [3] и аппаратура [4] для сверхзвуковой газопорошковой (СГП) наплавки. Отличительной технологической чертой аппаратуры является повышение концентрации энергии газопламенного источника нагрева и уменьшение зоны термического влияния при увеличении скорости истечения газовых потоков на срезе сопла газопламенной установки.

Установлены рациональные технологические режимы процесса СГП-наплавки, при соблюдении которых создаются условия, позволяющие получать покрытия с износостойкостью в 8...10 раз выше износостойкости незащищённых поверхностей труб из стали 20К и в 3,6...4,0 раза выше по сравнению с износостойкостью покрытий, наплавленных дозвуковой газопорошковой наплавкой. На ОАО «Бийский котельный завод» по разработанной технологии газопорошковой наплавки были наплавлены защитные покрытия на трубные панели котлов с «кипящим слоем» типа КВ-Ф-10-115-НТКС. Эксплуатационные испытания котлов с покрытиями в течение двух лет подтвердили результаты лабораторных исследо-

ваний – следов износа на трубах не было обнаружено. При этом экономический эффект от использования разработанной технологии на трех котлах по расчетам экономистов предприятия составил около 10,8 млн. рублей в год, что подтверждено актом внедрения.

Развитие предлагаемого способа нанесения защитных покрытий ведется в направлении модернизации и автоматизации оборудования для сверхзвуковой газопорошковой наплавки с целью повышения качества наплавленных покрытий. При этом компьютерное моделирование газопорошкового потока при истечении из сопел различной внутренней конфигурации позволяет теоретически рассчитать и обосновать профиль сопла, обеспечивающий формирование сверхзвукового потока, обладающего характеристиками, сравнимыми с лучшими образцами зарубежного производства последнего поколения. Это в свою очередь позволит наиболее эффективно наносить комбинированные покрытия различного назначения и состава на широкой номенклатуре изделий, выпускаемых на предприятиях машиностроения в России, в том числе на опасных технических устройствах, подведомственных Ростехнадзору.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Радченко М. В., Киселев В. С., Шевцов Ю. О., Уварова С. Г., Радченко Т. Б., Радченко В. Г. Комплексная диагностика сверхзвуковых газовых струй в процессе газопорошковой наплавки износостойких покрытий// Сварка и диагностика, 2011.- №1.- С. 31-36.
2. Радченко М. В., Шевцов Ю. О., Нагорный Д. А., Маньковский С. А., Радченко Т. Б. Разработка технологической аппаратуры для сверхзвуковой газопорошковой наплавки/Обработка металлов, 2007.- №1(34).- С. 19-23.
3. Патент № 2346077 Россия, МПК C23C 4/12. Способ сверхзвуковой газопорошковой наплавки защитных покрытий/Радченко М. В., Шевцов Ю. О., Радченко Т. Б., Игнатьев В. .; заявл. 19.03.2007; опубл. 10.02.2009 в Б.И. № 4.
4. Патент на полезную модель № 60410 Россия, МПК B22B 19/06. Устройство для сверхзвуковой газопорошковой наплавки /Радченко М. В., Шевцов Ю. О., Радченко Т. Б., Нагорный Д. А., Маньковский С. А.; заявл. 4.07.2006; опубл. 27.01.2007 в Б.И. № 3.

## ОПТИМИЗАЦИЯ КОНФИГУРАЦИИ КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКОВ – ОБЯЗАТЕЛЬНЫЙ ЭЛЕМЕНТ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЗАГОТОВОК МАШИНОСТРОЕНИЯ

Ромашкин А. Н., Дуб В. С., Мальгинов А. Н., Иванов И. А., Толстых Д. С.,

Эхвая Г. А., Щепкин И. А.

ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, [an\\_romashkin@cniitmash.ru](mailto:an_romashkin@cniitmash.ru), [oms@cniitmash.ru](mailto:oms@cniitmash.ru)

Получение качественных крупных кузнечных слитков связано со сложностью экспериментального изучения процессов, протекающих при их затвердевании, таких как перераспределение примесей, образование усадочных дефектов.

В ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» в ходе многолетнего выполнения программ по проектированию технологии производства крупнейших в стране слитков был разработан системный подход к созданию технологии производства крупных кузнечных слитков, основанный на сочетании математических методов и экспериментальных данных, накопленных при проведении лабораторных и промышленных экспериментов с термографированием остывания слитков различной массы и их металлографического исследования.

Обобщением этого опыта стал программный комплекс для моделирования процессов затвердевания «Крупный слиток». Преимуществом данной программы по сравнению с существующими является возможность учета особенностей затвердевания больших объемов металла, в первую очередь, перераспределения примесей, оказывающих существенное влияние на химическую, физическую и структурную неоднородности слитка и возможность количественной оценки объема пор в слитке. Адекватность получаемых в программе результатов подтверждена сопоставлением с результатами экспериментальных исследований.

На примере слитка массой 65 т, который может быть использован для производства днища и парогенератора АЭС с реактором ВВЭР-ТОИ, проведен анализ влияния конусности слитка и отношения Н/Д на объем осевой рыхлости. Показано, что осевая пористость в слитке монотонно уменьшается при уменьшении Н/Д и при увеличении конусности. При значении Н/Д = 1 объем осевой рыхлости близок к нулю при любой конусности. При конусности около 20 % объем осевой рыхлости также близок к нулю при любом значении Н/Д.

Получено квадратичное уравнение, связывающее объем осевой рыхлости с параметрами Н/Д и К.

## МЕХАНИЗМЫ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ СФЕРОИДОВ В ПЛАЗМЕННОМ ПОТОКЕ

Руденская Н. А., Руденская М. В.\*, Соколова Н. В.\*\*

*Технопарк Белорусского Национального Технического Университета «Политехник»,*

*\*Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет,*

*\*\*Полоцкий Государственный Университет, rugraf2000@mail.ru*

Структурообразование плазменных покрытий начинается с момента попадания частиц напыляемых порошков в плазменный поток, поэтому очень важно научиться управлять процессами взаимодействия частиц с потоком ионизированного газа. Одним из таких процессов является импульсное деление плазменных сфероидов. Установлено, что частицы некоторых порошков, как металлокерамических, так и керамических измельчаются в плазменном потоке по такому механизму, сущность его заключается в периодическом выделении из базовой частицы, прошедшей стадию сфероидизации в высокотемпературной зоне плазменного потока, за счет конвективного движения расплавленной массы, более дисперсных сфероидов. При этом на одном полюсе базовой частицы образуется воронка, а на противоположном полюсе появляется дочерний сфероид (рис. 1). Гранулометрический состав порошков, обработанных в плазме, существенно изменяется: появляется значительная доля ультрадисперсной составляющей. Если реализовать процесс транспортировки исходных ультрадисперсных частиц в плазменный поток на практике с гарантированием высокого качества покрытий чрезвычайно сложно, то в предлагаемом технологическом варианте диспергированный материал с большим коэффициентом использования осаждается на поверхность детали.

Измельчение исходных частиц порошка непосредственно в процессе напыления позволяет формировать в покрытиях более тонкие структуры и, соответственно, существенно изменять их эксплуатационные характеристики и качество (высокая адгезионная прочность; износостойкость в 3 раза выше, чем у покрытий из корунда; пористость – менее 1 %, ).

Показано, что существует возможность диспергирования частиц керамики и металлокерамики размером менее 500 мкм. Степень диспергирования составляет 37 % для частиц фракции 250...500 мкм и до 90 % в случае использования исходных порошков фракции 40...100 мкм. Выход ультрамелких частиц для средних фракций составляет до 68 %.

В качестве исходных материалов возможно использование отходов металлургического и машиностроительного производств. Часть керамических диспергированных материалов характеризуется хорошей прессуемостью. Проведены

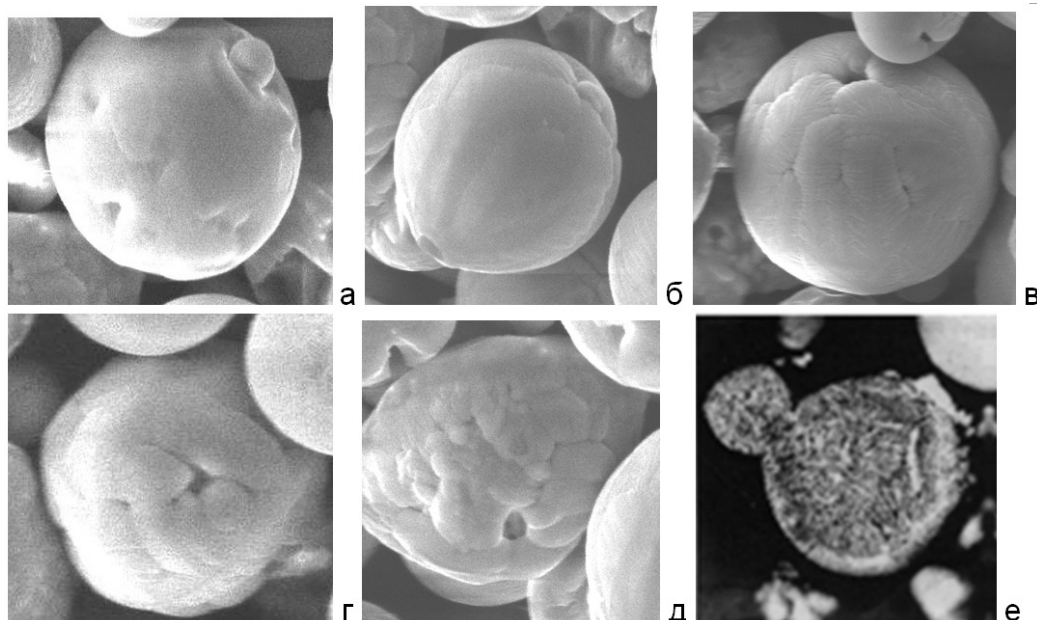


Рис. 1. Импульсное деление плазменных сфероидов с образованием на одном полюсе керамической частицы дочернего сфероида (а, б); а на другом полюсе – воронки (б...д); поперечный шлиф частицы ферросилиция (е)

успешные опытные испытания таких материалов для получения изделий из керамики методом порошковой металлургии.

Эксперименты с тугоплавкими порошками (как полидисперсными, так и монодисперсными), отличающимися высокими коэффициентами сфероидизации, на данной стадии исследований свидетельствуют о том, что при их обработке в плазменном потоке также происходит диспергирование частиц, однако механизм его более сложный и требует дальнейшего изучения.

Установлено, что, в случае использования для нанесения покрытий в качестве исходных порошков механических микрокомпозитов, импульсное деление плазменных сфероидов влечет за собой реализацию еще одного механизма – конвективной локализации тугоплавких фаз, сущность которого заключается в следующем: в плазменном потоке матричный материал механических микрокомпозитов плавится, конвективные потоки приводят в движение ультра- и нано-размерные тугоплавкие включения, которые укрупняются и ориентируются в частицах в зависимости от их размера и количества тугоплавкой составляющей. При этом формируются либо плакированные (с центральным тугоплавким ядром и оболочкой), либо конгломерированные микрокомпозиты сферической формы (в матричном материале равномерно распределены тугоплавкие сфероиды).

Представленные результаты свидетельствуют о широких возможностях варьирования дисперсности керамических и металлокерамических частиц при использовании плазменного потока.

На основе полученных результатов разработаны технологии и материалы, не имеющие аналогов.

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ГАЗОПЛАМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Русинов П. О., Бледнова Ж. М.

Кубанский государственный технологический университет, г. Краснодар, [blednova@mail.ru](mailto:blednova@mail.ru); [ruspiter5@mail.ru](mailto:ruspiter5@mail.ru)

Процесс формирования поверхностно-модифицированных слоев из материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) представляет собой многостадийный процесс, на каждом этапе которого совершенствуются параметры структуры для обеспечения функционально-механических свойств. В настоящее время уже разработаны технологии поверхностного модифицирования двухкомпонентным сплавом с ЭПФ на основе TiNi, NiAl с использованием аргонодуговой и лазерной наплавки, плазменного напыления, сварки взрывом, СВС [1]. Полученные результаты свидетельствуют о положительном эффекте наноструктурирования поверхностных слоев из материалов с ЭПФ на функционально-механические свойства [2]. Широкие возможности с перспективой их практического использования открываются при поверхностном модифицировании многокомпонентными материалами с ЭПФ. Одним из эффективных способов формирования многокомпонентных покрытий машиностроительного назначения является высокоскоростное газопламенное напыление (ВГН), по существу процесс, совмещающий напыления с интенсивной пластической деформацией.

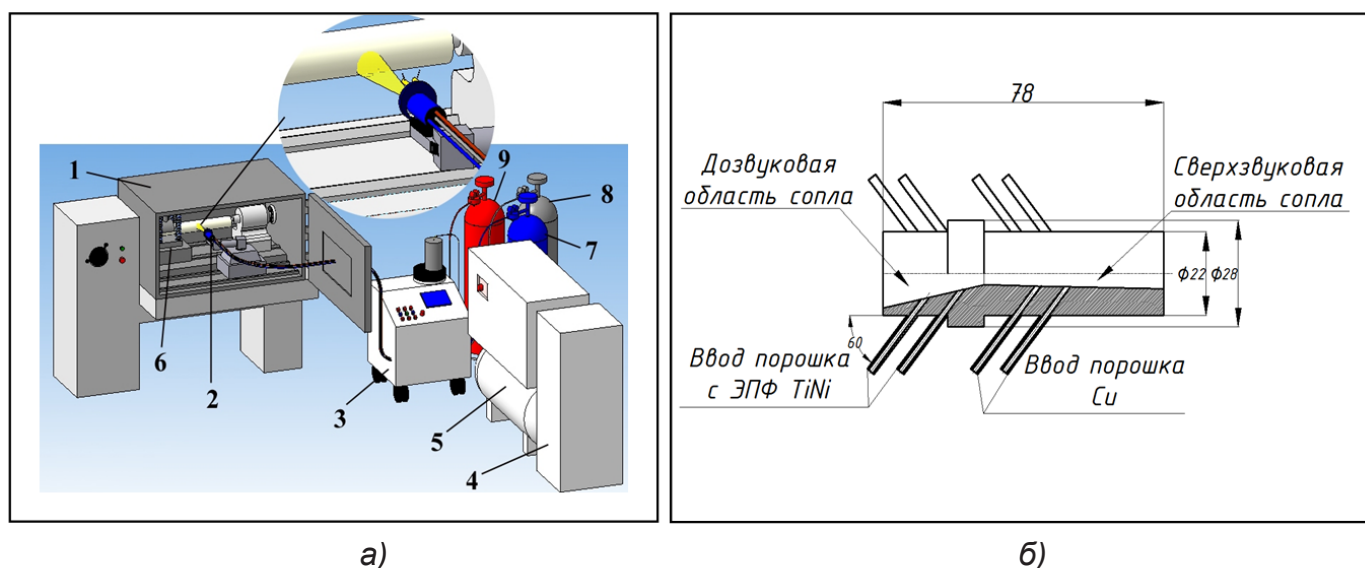
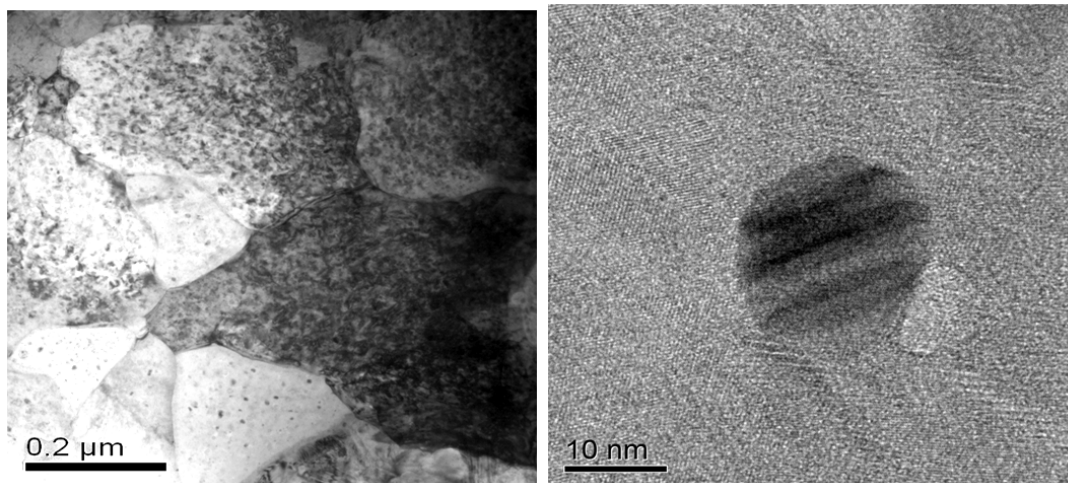


Рис. 1. Вакуумная установка для получения наноструктурированных покрытий из материала с эффектом памяти формы на поверхности детали (а) и схема модернизированного сопла для получения покрытий с ЭПФ с раздельным вводом компонентов (б):

1 – вакуумная камера; 2 – газопламенная горелка; 3 – блок управления; 4 – источник питания; 5 – компрессор; 6 – устройство для поверхностно-пластического деформирования; 7 – кислород; 8 – аргон; 9 – метан



а)

б)

Рис. 2. Микроструктура В2 аустенита сплава TiNiCu,  $\times 120000$  (а); твидовый электронно-микроскопический контраст (б)

В настоящем исследовании рассматривается комплексный способ формирования покрытия с ЭПФ на основе TiNiCu, включающий использование механо-активационной технологии на стадии подготовки напыляемого материала, ВГН на модернизированной установке (Патент РФ № 2502829) и последующую ТО и ТМО в едином технологическом цикле (рис. 1, а). При формировании покрытий из материалов с ЭПФ многокомпонентного состава с существенно отличающимися температурами плавления составляющих компонентов предусмотрена новая конструкция сопла (рис.1, б), обеспечивающая возможность ввода составляющих компонентов в различные зоны газового потока с целью обеспечения заданного химического состава покрытия. Для формирования покрытия использовали порошок TiNiCu с содержанием меди 5 и 10 %. В исходном состоянии размер фракций порошка 15-20 мкм, состоял преимущественно из аустенитной фазы (~95%) и мартенситной фазы (~5%). Для МА использовали шаровую мельницу ГЕФЕСТ – 2 (АГО-2У). После МА размер фракций порошка 0,9...7 мкм.

В результате комплексной обработки формируется покрытие с наноразмерной структурой (10-200 нм при 70%-ном содержании зерен менее 100нм) (рис. 2). Прочность сцепления покрытия с основой более 100 МПа, количество пор менее 1%. Химический и фазовый состав покрытия соответствует проявлению ЭПФ.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бледнова Ж. М., Махутов Н. А., Чаевский М. И. Поверхностное модифицирование материалами с эффектом памяти формы. Краснодар: «Издательский дом-Юг», 2009.–354с.
2. Бледнова Ж. М., Русинов П. О. Формирование наноструктурированных поверхностных слоев из материалов с памятью формы на основе TiNi и NiAl // Российские нанотехнологии. - 2010. - № 3-4. – С. 58-64.

## ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИКИ ДЛЯ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ ZNO-ВАРИСТОРОВ

Савельев Ю. А., Тихомирова Е. Л., Нестеров Д. П., Громов О. Г., Локшин Э. П.  
Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева  
КНЦ РАН, г. Апатиты, [gromov\\_og@chemy.kolasc.net.ru](mailto:gromov_og@chemy.kolasc.net.ru)

Нелинейные резисторы (варисторы) используются для производства ограничителей перенапряжений нелинейных (ОПН), которые служат в качестве защиты оборудования систем электроснабжения от коммутационных и грозовых перенапряжений. В настоящее время применяют варисторы на основе ZnO-керамики, которую изготавливают путем спекания смеси мелкодисперсных порошков оксида цинка и оксидов легирующих элементов. Основными варисторными свойствами являются напряжение пробоя ( $U_b$ ) и коэффициент нелинейности ( $\alpha$ ).

Выпускаемые в промышленном масштабе оксидно-цинковые варисторы имеют  $U_b=200\ldots400$  В/мм и  $\alpha=40\ldots50$ . На основе таких варисторов изготавливают ОПН для низковольтных сетей. Для высоковольтных электрических сетей требуются ОПН с рабочим напряжением выше 200 кВ. Для создания таких ОПН необходимо повысить  $U_b$  керамики до 3 кВ/мм и более при сохранении высокого значения  $\alpha$ .

Электрические характеристики варисторов определяются состояниями слоев на границе зерен оксида цинка, которые формируются во время спекания при добавке оксидов таких элементов, как Bi, Co, Si, Sb, Mn и др. Важнейшим фактором получения высококачественной варисторной керамики является гомогенность керамических порошков. Установлено, что вольт-амперные характеристики варисторов на основе оксида цинка зависят от температуры и продолжительности спекания.

В данной работе проведены исследования по получению высоковольтной ZnO-керамики с предварительным синтезом наноразмерных порошков легированного ZnO методом сжигания исходных твердофазных материалов. При этом применяли следующие добавки: NiO – спекающая;  $Sb_2O_3$ ,  $Al_2O_3$  – ингибиторные;  $Bi_2O_3$ , CoO – межзеренные. В качестве исходных материалов использовали нитраты цинка, висмута, алюминия, кобальта и раствор  $Sb_2O_3$  в винной кислоте. Синтезированные керамические порошки прокаливали, прессовали в таблетки и спекали при температуре 925 °С. Для формирования электродов на торцевые поверхности спеченных таблеток наносили быстро сохнущую серебряную пасту.

Установлено, что варисторные свойства получаемой керамики имеют высокую чувствительность к составу и условиям синтеза и спекания порошков легированного ZnO. Получены образцы керамики с  $U_b=4,0\ldots4,2$  кВ/мм и  $\alpha=38\ldots40$ .

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТВЕРДОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ WC-Ti ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ ПОРОШКОВ НА СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ.

Тупицин М. А., Лысак В. И., Крохалев А. В., Харламов В. О., Сигаев А. В.  
*Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru*

Одними из самых перспективных материалов предназначенных для работы в особо тяжелых условиях трения являются порошковые твердые сплавы на основе карбидов тугоплавких металлов, вследствие их значительной износостойкости при повышенных температурах.

Цель работы состоит в выявлении основных закономерностей формирования твердых сплавов системы WC-Ti при взрывном прессовании смесей порошков на стальном основании.

При получении твердого сплава на основе карбида вольфрама использовалась смесь порошкового материала WC-Ti в весовой пропорции 50/50 %, схема нагружения с нормально падающей детонационной волной. Расчетная температура нагрева составляет 950 °С.

Как показали металлографические исследования образцов, после ударно-волновой обработки смесей порошков карбида вольфрама с титаном в структуре полученного порошкового материала четко просматриваются частицы карбидной фазы, между которыми располагаются металлическая связка и отдельные поры.

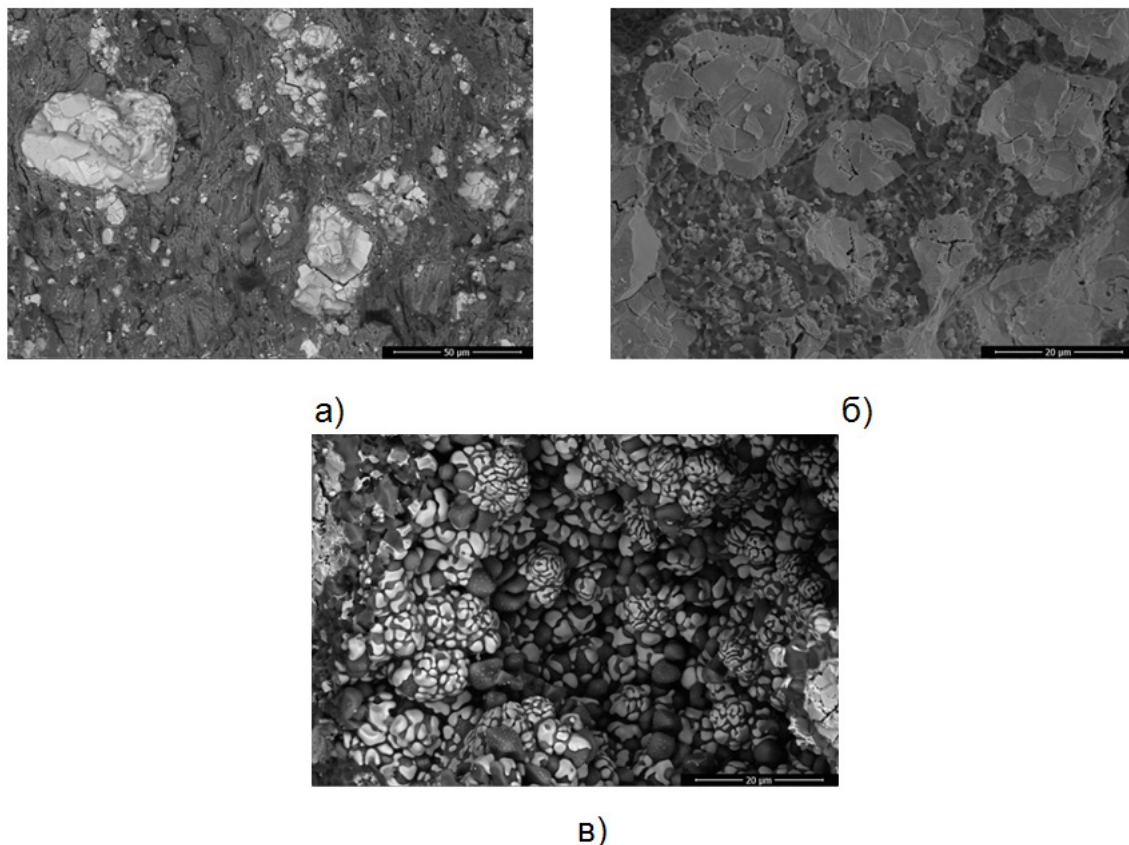


Рис. 1. Вид изломов сплавов системы WC – Ti, РЭМ:  
а – межкристаллитный, б – транскристаллитный; в – зона пенообразования

Исследования, проведенные с помощью растрового электронного микроскопа Versa 3D, показали, что фазовый состав полученных твердых сплавов после взрывного нагружения соответствует исходному составу порошковой смеси и перераспределение элементов между фазами в заметных объемах не происходит.

Фрактографические исследования образцов показали, что в полученном материале имеются три зоны с различным характером разрушения. Первая – область межкристаллитного излома, разрушение происходит строго по границе карбида вольфрама и титана. Вторая – область транскристаллитного разрушения: скол проходит по обоим материалам, как сквозь единое целое, что свидетельствует об образовании консолидированного твердого сплава. Третья – область пенообразования, обусловленные началом взаимодействия ее компонентов твердого сплава с кислородом воздуха.

Выводы: При взрывном прессовании смесей порошков карбида вольфрама WC с титаном возможно формирование консолидированного твердого сплава на стадии прессования. При этом химический состав исходных компонентов сплава изменений не претерпевает и перераспределение элементов между фазами в макрообъемах не происходит.

На режимах прессования, обеспечивающих разогрев порошковой смеси до значений превышающих 1100 °C, начинается взаимодействие титана с кислородом воздуха, что приводит к дополнительному разогреву материала и началу химических реакций с образованием TiC, W и CO.

**СКФ МИКРОНИЗАЦИЯ БИЯДЕРНОГО ПИВАЛАТА  $(\text{HPriv})_6\text{Tb}_2(\text{Priv})_6$** 

Фомина И. Г., Доброхотова Ж. В., Мишаков Г. В.\*, Кротова Л. И.\*, Илюхин А. Б.,  
Герасимова В. И.\*\*, Ефимов Н. Н., Богомяков А. С.\*\*\*, Попов В. К.\*\*,

Баграташвили В. Н.\*, Еременко И. Л., Новоторцев В. М.

ИОНХ РАН, г. Москва, [vmnov@igic.ras.ru](mailto:vmnov@igic.ras.ru)

\*ИПЛИТ РАН, г. Троицк

\*\*НИИЯФ МГУ, г. Москва,

\*\*\*МТЦ СО РАН, г. Новосибирск

Металл-органические координационные соединения лантаноидов обладают уникальными физико-химическими свойствами и являются перспективным классом химических соединений, на основе которых могут разрабатываться современные наноразмерные молекулярные материалы с разнообразными функциональными характеристиками – магнитными, оптическими, электрическими, сорбционными, каталитическими и др. В частности, использование координационных соединений лантанидов для создания фото- и магнитно-чувствительных покрытий сенсорных элементов связано с получением объемных образцов высокой химической чистоты и размерной однородности, поэтому значительный ин-

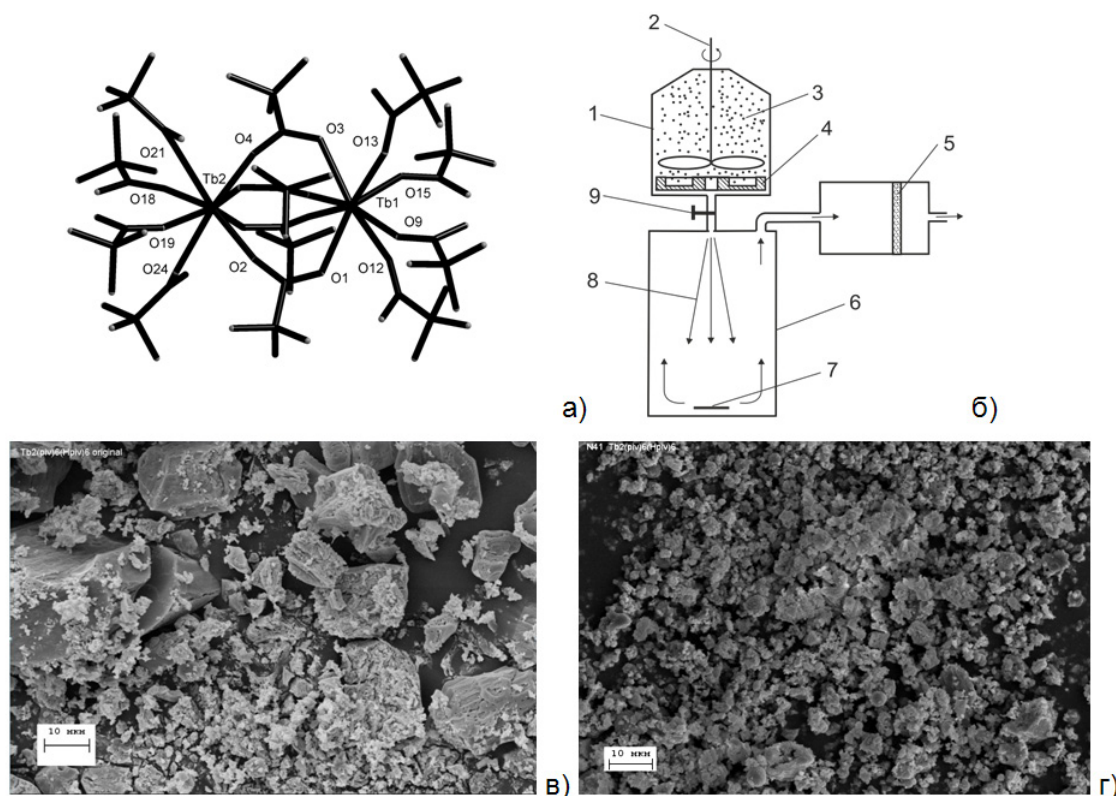


Рис. 1. Молекулярная структура  $(\text{HPriv})_6\text{Tb}_2(\text{Priv})_6$  (по данным РСА), атомы водорода не показаны (а); схема модернизированной установки СКФ микронизации (б): 1 – камера высокого давления, 2 – мешалка, 3 – золь  $(\text{HPriv})_6\text{Tb}_2(\text{Priv})_6$  в СК- $\text{CO}_2$  и  $\text{CH}_2\text{Cl}_2$ , 4 – кювета для исходного вещества, 5 – фильтр, 6 – камера низкого давления (осушения), 7 – лента для электронной микроскопии, 8 – струя из сопла, 9 – пневмоклапан; микрофотографии, полученные на сканирующем электронном микроскопе для  $(\text{HPriv})_6\text{Tb}_2(\text{Priv})_6$  исходного (в) и уловленного фильтром после микронизации (г)

интерес представляет изучение способов немеханического приготовления тонких порошков таких соединений. В настоящей работе рассмотрена возможность использования методов сверхкритической флюидной (СКФ) технологии, которые, как известно, позволяют эффективно получать высокочистые наноразмерные порошки в довольно мягких температурных режимах, для микронизации известного бифункционального магнитно-люминесцентного биядерного комплекса  $(\text{Hpriv})_6\text{Tb}_2(\text{priv})_6$  ( $\text{priv} = (\text{CH}_3)_3\text{CCO}_2^-$ ) [1], молекулярная структура которого приведена на рис. 1.

Показано, что модернизированная установка RESS-100 (Thar Technologies Inc., RESS, Rapid Expansion of Supercritical Solution, Быстрое расширение сверхкритического раствора), разработанный подход, который можно рассматривать как комбинацию методов ОСА (Осаждение в Сверхкритическом Антирастворителе, SAS, Supercritical AntiSolvent precipitation) и СКА (СКФ стимулированной Атомизации, SAA, Supercritical Assisted Atomization), использование сверхкритического диоксида углерода ( $\text{СК-CO}_2$ ) в качестве антирастворителя,  $\text{CH}_2\text{Cl}_2$  в качестве органического растворителя и  $(\text{Hpriv})_6\text{Tb}_2(\text{priv})_6$  в качестве исходного соединения позволяют получать в зависимости от параметров процесса биядерный комплекс  $(\text{Hpriv})_6\text{Tb}_2(\text{priv})_6$ , известный координационный полимер  $\{\text{Tb}(\text{priv})_3\}_n$  [1] или систему  $(\text{Hpriv})_6\text{Tb}_2(\text{priv})_6/\{\text{Tb}(\text{Priv})_3\}_n$  определенного состава в виде частиц вплоть до субмикронного размера (рис. 1). Полученные продукты микронизации охарактеризованы данными элементного анализа, ИКС, РФА, ДСК, ТГА с масс-спектральным анализом газовой фазы, рентгено-спектрального анализа, сканирующей электронной микроскопии, изучены их магнитные и ФЛ свойства.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты №№ 13-03-00470, 13-03-12428), Грантов Президента Российской Федерации (гранты НШ-1712.2014.3, НШ-4773.2014.3), и Российской академии наук.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. I. G. Fomina, Zh. V. Dobrokhotoва, V. O. Kazak, G. G. Aleksandrov, K. A. Lysenko, L. N. Puntus, V. I. Gerasimova, A. S. Bogomyakov, V. M. Novotortsev, I. L. Eremenko, Eur. J. Inorg. Chem, 2012, 3595-3610.

## **ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫЕ МЕТАЛЛЫ ЗАДАННОГО РАЗМЕРА И ФОРМЫ**

Цеменко В. Н., Котов С. А., Ганин С. В., Доан Ван Фук  
*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет*

Метод механического легирования – один из методов порошковой металлургии, который позволяет получать дисперсно-упрочненные, композиционные наноструктурированные материалы. Благодаря этому методу можно добиться расширения растворимости легирующих добавок в материале матрицы и осуществить синтез новых интерметаллидных фаз.

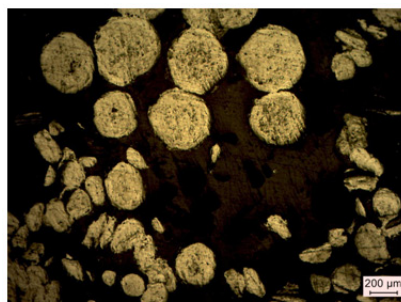
В основе процесса механического легирования лежит явление, представляющее собой повторяющееся межчастичное сваривание и расслаивание вблизи поверхностей шаров при их интенсивном столкновении до тех пор, пока достигается стабильное состояние, характеризующееся почти одинаковым размером частиц и насыщением среднего уровня твердости композиционных частиц, в которых отдельные составляющие перестают быть оптически разрешимыми [1]. Время достижения равновесия и распределение частиц по размерам в состоянии равновесия в большой степени зависят от присутствия в зоне взаимодействия поверхностно-активных веществ (ПАВ).

Однако производство изделий из подобных дисперсно и деформационно упрочненных порошковых материалов может быть осуществлено только в том случае, когда технология их компактирования хорошо отлажена. Большую роль в компактировании порошковых материалов играет форма и размер компактируемых частиц. Таким образом, влияя на технологические параметры процесса механического легирования можно изменять форму и размеры вырабатываемых частиц порошка, с целью улучшения их компактирования.

В настоящей работе анализировался размер и форма частиц механически легированной композиции системы алюминий – редкоземельные элементы. Были исследованы композиции с различным содержанием легирующих элементов, которые подвергались механическому легированию в шаровых мельницах.

Анализ формы частиц производился на оптическом микроскопе Zeiss Axio Observer DM1a с применением анализатора видеоизображений «Видео Тест-Структура 5.2».

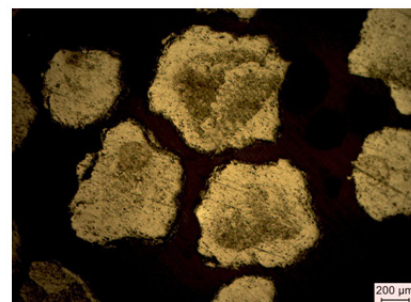
После 50 часов легирования форма частиц соответствует переходу из второй в третью стадию – наблюдаются как крупные равноосные частицы, так и более мелкие оскольчатые и чашуйчатые. 100 часов легирования характеризуется



а)



б)



в)

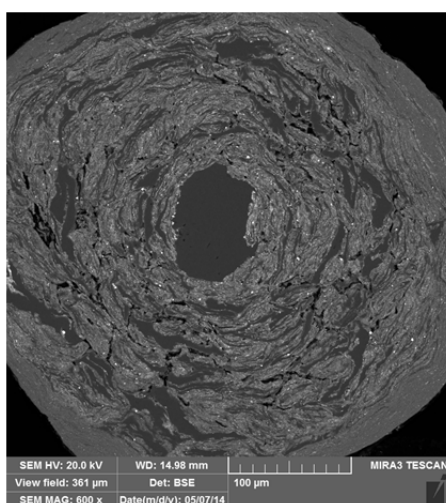
Рис. 1. Форма частиц порошка состава Al+15% P3Э после:  
а – 50 часов механического легирования; б – 100 часов; в – 200 часов

образованием равноосной формы практически у всех частиц порошкового материала, при этом размер самих частиц лежит в диапазоне от 70 до 450 мкм. После 200 часов механического легирования процесс стабилизируется и образуются оскольчатые частицы одинакового размера (рис. 1).

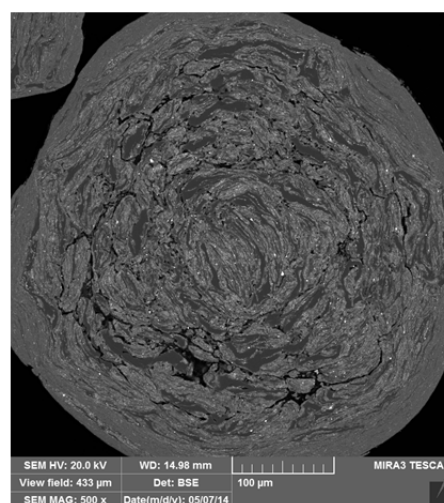
Увеличение содержания легирующих элементов приводит к большему дисперсионному упрочнению, что способствует более раннему появлению развитой оскольчатой формы частиц и уменьшению их размера.

Анализ микроструктуры порошков осуществлялся с применением оптического и электронного микроскопа Tescan Mira 3. По результатам можно сделать вывод о наличии в материале равномерно распределенной слоистой структуры уже после 100 часов механического легирования. При дальнейшем воздействии на порошок происходит выравнивание гранулометрического состава, однако увеличение твердости порошкового материала может приводить к расслаиванию внутри самой частицы порошкового материала (рис. 2).

По результатам исследования микроструктуры, формы частиц, уплотняемости, микротвердости и гранулометрического состава, установлено, что наиболее



а)



б)

Рис. 2. Микроструктура порошка Al+15% P3Э при увеличении x5000:  
а – после 100 часов легирования; б – 200 часов

пригодной для компактирования является композиция  $AL+15\%PЗЭ$ , легированная в течении 100 часов. Такое содержание смеси легирующих компонентов обеспечивает достаточно высокий уровень дисперсного упрочнения полученного композита. Время легирования обеспечивает с одной стороны получение однородной слоистой микроструктуры порошка, а с другой стороны позволяет получить округлые частицы заданного гранулометрического состава. Уменьшение времени легирования отрицательно влияет на однородность, а увеличение приводит к росту микротвердости и образованию оскольчатых частиц, плохо поддающихся компактированию.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ю. В. Кузьмич, И. Г. Колесникова, В. И. Серба, Б. М. Фрейдин. Механическое легирование. - Апатиты: Изд-во Кольского научного центра РАН, 2004. - 179с. (Механическое легирование / Ю. В. Кузьмич, И. Г. Колесникова, В. И. Серба, Б. М. Фрейдин; [Отв. Ред. Е. Г. Поляков]. – М.: Наука, 2005. – 215 с.)

### ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА ШПИНЕЛЬНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ $NiO - CoO - CuO - Cr_2O_3$

Шабельская Н. П.

*Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова, г. г.Новочеркасск, nina\_shabelskaya@mail.ru*

Керамические материалы со структурой оксидных шпинелей на основе хромитов переходных элементов являются объектом детального изучения на протяжении многих лет благодаря удачному сочетанию уникальных, подчас аномальных свойств. Некоторые из этих систем имеют на фазовой диаграмме критические элементы (мультикритические точки, линии фазовых переходов второго рода и т.д.), в окрестности которых материалы обладают необычными химическими и физическими свойствами. Поэтому важной технологической задачей является разработка методов получения, изучение фазообразования и свойств образцов в системе  $NiO-CoO-CuO-Cr_2O_3$ .

Хромиты системы  $0,6 NiCr_2O_4 - 0,2 CoCr_2O_4 - 0,2 CuCr_2O_4$  получали с использованием керамического метода с введением на стадии гомогенизации галогенида щелочного металла.

Согласно полученным результатам, в системе  $NiO-CoO-CuO-Cr_2O_3$  формируются шпинелеподобные структуры. В ходе изучения процессов фазообразова-

ния были отмечены следующие особенности.

1. Показано, что в образцах происходит формирование двух твердых растворов, содержащих все присутствующие катионы. Эти твердые растворы в качестве основного компонента содержат  $\text{Ni}^{2+}$ , первый из них – с преобладанием  $\text{CoCr}_2\text{O}_4$  – кристаллизуется в структуре кубической шпинели; второй – в структуре тетрагональной шпинели. В данном случае тетрагональное искажение структуры ( $c/a > 1$ ) может быть вызвано присутствием ян-теллеровского катиона  $\text{Ni}^{2+}$  в тетрапозициях шпинели.

2. Отмечено некоторое увеличение параметра элементарной ячейки кубического твердого раствора при увеличении продолжительности термообработки при той же температуре, что объяснено увеличением содержания катионов кобальта в нем.

3. Выявлено, что увеличение температуры термообработки до  $900\text{ }^\circ\text{C}$  приводит к выделению структуры тетрагональной шпинели, при этом наблюдается некоторое смещение диагностических линий в сторону меньших углов. Это может свидетельствовать об увеличении содержания меди в данном твердом растворе. Дифракционная картина кубического твердого раствора существенно не изменяется.

4. Установлено, что дальнейшее повышение температуры (вплоть до  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ ) и продолжительности термообработки практически не изменяет фазовый состав материала.

Таким образом, в работе изучены процессы формирования структуры шпинели в системе состава  $0,6\text{ NiCr}_2\text{O}_4 - 0,2\text{ CoCr}_2\text{O}_4 - 0,2\text{ CuCr}_2\text{O}_4$  в присутствии галогенида щелочного металла. Отмечено формирование двух твердых растворов с преобладанием хромита никеля (II) – со структурой кубической шпинели (с большим содержанием хромита кобальта (II)) и с тетрагонально искаженной структурой ( $c/a > 1$ ). Высказаны предположения о влиянии проявления кооперативного эффекта Яна-Теллера на процессы образования шпинелей и о стабилизирующем воздействии добавки галогенида щелочного металла на процесс образования двух шпинельных твердых растворов, а также о влиянии энергетического фактора стабилизации катионов в узлах кристаллической решетки на процесс формирования структуры шпинели.

## ПРИМЕНЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВЫХ СВС-МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ НАПЛАВКИ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

Яковлев В. И., Собачкин А. В., Ситников А. А.

Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова, г. Барнаул,  
anicpt@rambler.ru

Для противостояния износу рабочие поверхности необходимо упрочнять. Разработка и исследование износостойкого материала, структура которого содержит мелкодисперсные частицы упрочнителя, равномерно распределенные по объему покрытия, является весьма актуальной задачей.

В работе используется перспективный метод получения порошковых компонентов, содержащих карбидную фазу – проведение реакций самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в инертных матрицах [1, 2]. Преимущества синтеза в матрицах состоят в высокой дисперсности и равномерности распределения частиц образующихся фаз в матрице, в общем случае недостижимые при использовании простого смешивания ранее синтезированных соединений. Структура наплавленного металла при введении таких соединений карбидов может обеспечить более высокую износостойкость и твердость сплава по сравнению с отдельным способом легирования карбидами [3].

Для экспериментальных исследований дуговая наплавка осуществлялась на подложку из стали 45 трубчатым порошковым электродом, содержащим смесь СВС-механокомпозитов состава  $TiC + ПР-H70X17C4P4-3$  (X % масс.). Степень содержания металла матрицы составляла от 90 % до 70 % с шагом 10 %. Предварительно порошковые компоненты подвергались механоактивационной обработке в планетарной шаровой мельнице.

Проведение металлографических исследований на образцах покрытия типа

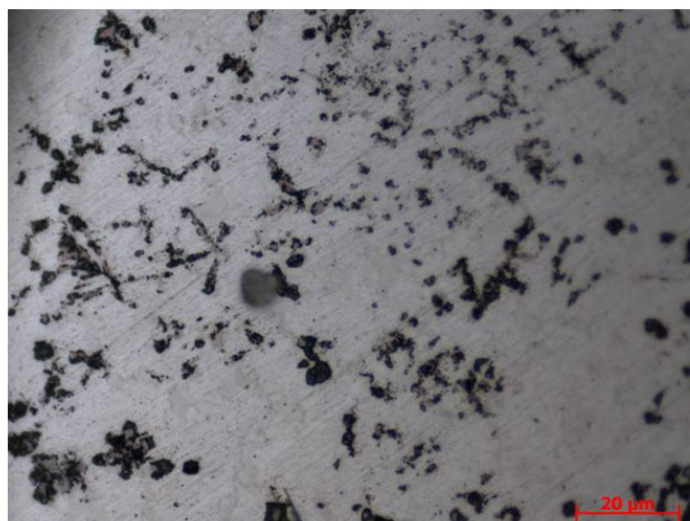
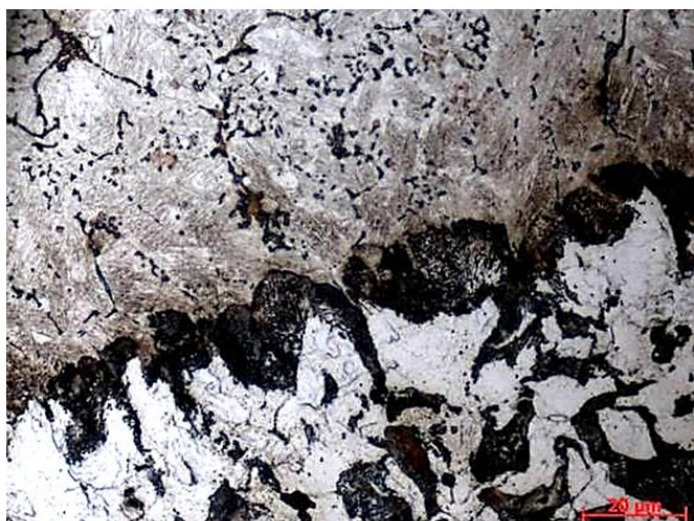


Рис. 1. Микроструктура наплавленного металла из порошков СВС-механокомпозитов состава  $TiC+80\% TiC+ПР-H70X17C4P4-3$

TiC + ПР-Н70Х17С4Р4-3 (80 % масс.) показало, что в наплавленном металле выделяются карбидные частицы различной формы (рис. 1).

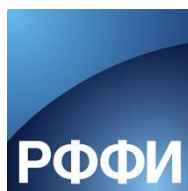
Вывод:

В результате механоактивационной обработки компонентов порошковой смеси TiC + X % ПР-Н70Х17С4Р4-3, проведения реакции СВС и дуговой наплавки в структуре покрытия формируются карбидные частицы различной стехиометрии TiC в объеме металлической матрицы (ПР-Н70Х17С4Р4-3). Наблюдается достаточно равномерное распределение синтезированных в матрице карбидных соединений по объему наплавленного металла. Применяемый способ повышения износостойкости с помощью порошковых электродов из СВС-материалов позволит существенно увеличить срок службы деталей, узлов и агрегатов машин, работающих в тяжелых условиях коррозионно-абразивного изнашивания.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Собачкин А.В., Яковлев В.И., Ситников А.А. Применение методов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и механоактивационной обработки для создания новых наплавочных материалов // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 9. С. 17–22.
2. Попова А.А., Собачкин А.В., Назаров И.В. и др. Динамическая дифрактометрия фазовых превращений при высокотемпературном синтезе в порошковых механоактивированных системах в условиях объемного воспламенения // Известия РАН. Серия физическая. 2013. Т. 77. № 2. С. 140–143.
3. Собачкин А. В., Назаров И. В., Яковлев В. И. и др. Морфология покрытий из многокомпонентных, предварительно механоактивированных порошков СВС-композитов // Обработка металлов. 2012. № 3. С. 141–144.

Конференция организована при информационной и финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (РФФИ), Министерства образования и науки Российской Федерации, Института металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Московского государственного университета им. М. В. Ломоносова, Московского государственного технического университета им. Н. Э. Баумана, Всероссийского института авиационных материалов, Института порошковой металлургии НАН Беларуси, Научного центра порошкового материаловедения Пермского национального политехнического университета, ООО «Системы для микроскопии и анализа», а также других предприятий, вузов и организаций.





**СИСТЕМЫ ДЛЯ МИКРОСКОПИИ И АНАЛИЗА**

**Компания "Системы для Микроскопии и Анализа" (СМА)** – одна из ведущих научно-технических компаний в России, проводник последних достижений в области систем для электронной, оптической микроскопии, рентгеновского микроанализа в широком диапазоне применения: *микроэлектроника, наука о живом, природные ресурсы, материаловедение*. Мы пионеры в области мультимасштабной объемной микроскопии в России. Являясь официальным поставщиком оборудования известных мировых производителей (FEI, Physical Electronics (PHI), EDAX Inc., Fischione, Kleindiek и др.), наша компания оказывает полный спектр сервисно-технических и инжиниринговых услуг, а также ведет **научно-исследовательскую деятельность на базе собственной высокотехнологичной лаборатории.**

**Наша лаборатория открыта для Вас и готова решить Ваши задачи!**

**Основные направления деятельности лаборатории применения СМА:**

- ❖ Научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы
- ❖ Научно-методическое сопровождение технологического процесса
- ❖ Входной и выходной контроль качества продукции и материалов
- ❖ Анализ отказов (причины брака)
- ❖ Обучение специалистов заказчика



**Комплексный подход к решению задач:**

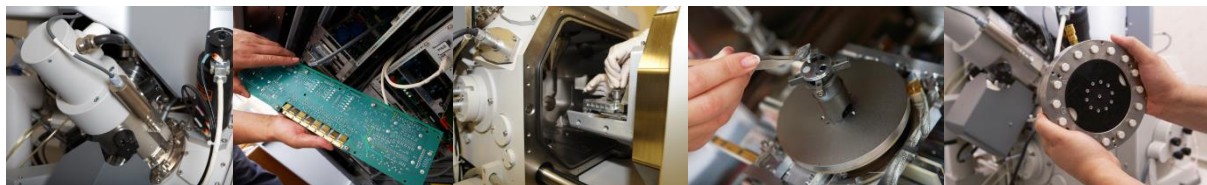
- ❖ От идеи к методике
- ❖ От образца к результату
- ❖ От технического задания к отчёту
- ❖ От создания прототипа к производству
- ❖ От аренды оборудования к собственной лаборатории "под ключ"

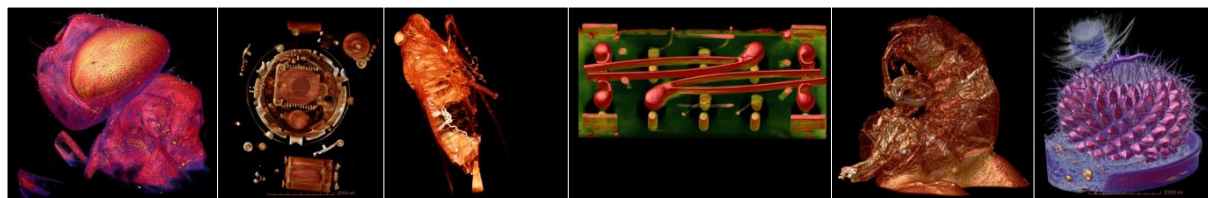
**Наши преимущества:**

- ❖ Опыт (с 1999 года)
- ❖ Более 500 клиентов
- ❖ Современный парк приборов
- ❖ Квалифицированный персонал
- ❖ Центр обучения
- ❖ Минимальные сроки
- ❖ Удалённый доступ
- ❖ Конкурентоспособная цена
- ❖ Собственная сервисная служба



**Лаборатория применения СМА - уникальный проект для российского рынка научных сервисов. Мы создали современную высокотехнологичную инфраструктуру для оказания широкого спектра услуг, высокое качество которых подтверждено ведущими инновационными компаниями и организациями (Технопарк Сколково, РОСНАНО).**





## Наши возможности для решения Ваших задач:

### ❖ Рентгеновская микротомография:

- Исследование внутренней структуры образца без его разрушения
- Построение 3D моделей и виртуальных сечений объектов с микрометровым разрешением
- Визуализация и количественный анализ скрытых дефектов, пор, включений

### ❖ Растровая электронная микроскопия высокого разрешения:

- Исследования любых типов образцов, в том числе биоматериалов в нативном состоянии
- Топографический и элементный анализ поверхности образца

### ❖ Растровая ионная микроскопия (фокусированный ионный пучок)

- Исследование морфологии поверхности
- Исследование приповерхностных слоев в поперечном сечении
- Построение 3D моделей и виртуальных сечений объектов с нанометровым разрешением
- Визуализация и количественный анализ скрытых дефектов, пор, включений
- Профилирование рельефа сложной поверхности
- Изготовление и исправление прототипов в области нанотехнологий и микроэлектроники
- Изготовление образцов для просвечивающей электронной микроскопии

### ❖ Корреляционная конфокальная микроскопия

- Многофункциональная конфокальная микроскопия для исследований в области Life Sciences
- Корреляционные микроскопические исследования: совмещение изображений световой, электронной микроскопии и аналитических методов.

### ❖ Рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия

- Определение элементного и химического состава поверхности (до 10 нм) образца,
- Профилирование элементного и химического состава по глубине.

### ❖ Сканирующая микрорентгенофлуоресцентная спектроскопия

- Экспресс метод определения элементного состава для любых типов образцов

### ❖ Сканирующая аналитическая высокоразрешающая просвечивающая электронная микроскопия

- Структурные исследования на атомарном уровне (разрешение до 0,13 нм)
- Исследование живых тканей и биологических систем на уровне макромолекул
- Исследование дефектов структуры кристаллических материалов
- Электронография и кристаллографический анализ
- Анализ элементного и фазового состава нанометровых объектов

### ❖ Световая микроскопия

- Исследование образцов в видимом свете

### ❖ Анализ концентрации, формы и размера частиц

- Анализ порошков, гелей, эмульсий, аэрозолей с размером частиц в диапазоне от 0.1 до 3600 мкм
- Экспресс анализ распределения частиц по размерам, распознавание формы и определение концентрации в одном процессе

### ❖ Обработка баз данных изображений с помощью специализированного ПО:

- Обработка цифровых изображений и морфологический анализ микрообъектов более чем по 40 различным признакам
- Метрологически достоверные результаты измерений
- Объемная визуализация, обработка и анализ данных микроструктурных исследований
- Моделирование динамических процессов в трехмерной среде, реконструированной на основе данных объемной микроскопии
- Сегментирование и волюметрический анализ структурных составляющих (пористость, включения, объемное распределение фазового состава)

## **СЕКЦИЯ “МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ДИАГНОСТИКИ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ”**

### **ТРИТИЕВАЯ ПЛАНИГРАФИЯ И СТРУКТУРА НАНОКОМПЛЕКСОВ**

Богачева Е. Н., Долгов А. А., Шишков А. В.

*Институт химической физики Российской академии наук, г. Москва, ben@chph.ras.ru*

Метод тритиевой планиграфии относится к структурным и основан на неселективном замещении водорода в углеводородных фрагментах молекул на его радиоактивный изотоп тритий. Получаемые с его помощью данные о стерической доступности компонентов системы (макромолекулы в составе комплекса, аминокислотных остатков и даже отдельных атомных групп в макромолекуле) характеризуют структуру объекта [1]. Метод применим к веществам, находящимся в различном фазовом состоянии, не имеет ограничений по молекулярной массе мишени, с равным успехом используется как для кристаллов, так и для растворов, позволяет изучать тонкие изменения структуры, не разрушая объект.

При бомбардировке исследуемого объекта горячими атомами трития с энергией  $E > 0,3$  эВ происходит неселективное замещение атомов водорода  $1H$  на его радиоактивный изотоп – тритий ( $^3H$  или  $T$ ) [2]. Атомы могут быть получены каталитической диссоциацией молекулярного трития  $T_2$  на поверхности металлической нити, нагретой до температуры 2000 К. Среди таких атомов более 26% имеют кинетическую энергию более 0,3 эВ и они способны оторвать водород из C-H связей в углеводородном фрагменте молекулы (0,3 эВ – порог реакции). Замещение атомов H на T происходит в поверхностном слое макромолекулы на глубине 0,3...0,5 нм, что дает возможность получить информацию о поверхности, ориентации и локализации белков в составе комплексов. Мишень находится при низкой температуре (температура жидкого азота 77 К), в таких условиях атомы водорода (трития) диффундируют на значительные расстояния и рекомбинируют с трансляционно замороженными радикалами  $R\bullet$ . Продукт реакции  $T + R\bullet \rightarrow RT$  представляет собой меченую молекулу исходного соединения. В основу тритиевой планиграфии положена пропорциональность между величинами активностей и площадями доступной для взаимодействия с атомарным тритием поверхности  $A_i = kS_i$ , где  $A_i$  – удельная радиоактивность i-того остатка,  $S_i$  – площадь его доступной поверхности,  $k$  – коэффициент, характеризующий включение

метки. Таким способом получено более 100 различных препаратов, включая различные биополимеры [2]. Метод стали использовать для установления структурной организации белков и нанобиокомплексов, таких как рибосома, растительные и животные вирусы, клеточные структуры и др. Для такого рода систем практически нет исчерпывающих инструментов исследования и появление альтернативных структурных подходов в этой области было крайне желательным. С помощью тритиевой планиграфии и математического моделирования возможно построение моделей пространственной структуры компонентов биоккомплексов *in situ* [4, 5].

Представлены основные результаты исследования структуры нанобиокомплексов с помощью метода тритиевой планиграфии.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шишков А. В. // Химическая физика. 1991. Т. 30. С. 878.
2. Баратова Л. А., Богачева Е. Н., Гольдманский В. И. и др. Тритиевая планиграфия биологических макромолекул. М.: Наука, 1999, 175 с.
3. Bogacheva E. N., Goldanskii V. I., Shishkov A. V. et al. // Proc. Natl. Acad. Sci. USA. 1998. V. 95. P. 2790.
4. Shishkov A. V., Bogacheva E. N. Tritium planigraphy of biological macromolecules. In: Methods in Protein Structure and Stability Analysis: Conformational Stability, Size, Shape and Surface of Protein Molecules. Eds. V. N. Uversky, E. A. Permyakov. N.-Y.: Nova Science Publishers. 2007. P. 317.
5. Shishkov A. V., Bogacheva E. N., Fedorova N. V. et al. // FEBS J. 2011. V. 278. P. 4905.

## ЯМР-ИССЛЕДОВАНИЯ И ДИАГНОСТИКА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Бузник В. М.<sup>\*,\*\*</sup>, Волков В. И.<sup>\*\*\*</sup>, Морозов Е. В.<sup>\*\*\*\*</sup>, Юрков Г. Ю.<sup>\*,\*\*</sup>

<sup>\*</sup>Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов ГНЦ РФ,  
bouznik@ngs.ru

<sup>\*\*</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

<sup>\*\*\*</sup>Институт проблем химической физики РАН

<sup>\*\*\*\*</sup>Институт физики им. Л. В. Киренского СО РАН

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) имеют широкое применение в качестве функциональных и конструкционных материалов, используемых в различных отраслях, в том числе в авиакосмической. Свойства этих материалов в значительной степени определяются тонкостями их строения и зависят от ряда дополнительных факторов (концентрации, химического состава, формы и морфологии наполнителей, типа матрицы). Изучение сложного строения ПКМ и изделий из них требует применения максимального набора физических методов изучения их строения. Особое место среди этих методов занимает ядерный магнитный резонанс (ЯМР), применяемый для исследования микроскопического строения хи-

мических, биологических объектов. Однако метод пока не нашел системного применения в материаловедении и в частности при изучении ПКМ.

В докладе, на основе литературных данных и оригинальных исследований авторов, анализируется современное состояние ЯМР-спектроскопии полимерных композитных материалов: выявляются исследовательские возможности современных методик ЯМР применительно к ПКМ, определены классы композитов, перспективных для исследования методом ЯМР.

Параметры спектров ЯМР чувствительны к электронному, топологическому строению макромолекул и их супрамолекулярной упаковке в полимере, позволяет изучать динамические свойства макромолекул и их фрагментов. Совокупность этих факторов определяет строение полимеров и всю совокупность их физико-химических свойств. Для ЯМР характерна высокая чувствительность параметров, не характерная для других методов. Эффективен ЯМР для изучения проникновения воды в массивные образцы ПКМ, поскольку кроме факта абсорбции удастся получить информацию о типе воды (свободная, связанная), оценить соотношение долей разных типов, коэффициенты самодиффузии и зоны диффузионного движения. Получаемые данные чрезвычайно важны, поскольку вода, взаимодействуя с ПКМ, ухудшает функциональные и эксплуатационные возможности изделий. Особо полезны исследования ПКМ-изделий методом магниторезонансной томографии (МРТ), который позволяет выявить пути проникновения воды в изделия, определить места её локализации, определить влияние морфологии, дефектности и характер обработки поверхности на возможность проникновения воды в объем изделия. Методы МРТ применимы не только для изучения взаимодействия ПКМ-изделий с водой, но и с органическими жидкостями, включая топливо. Метод МРТ полезен при исследовании строения смесевых полимер-полимерных композиционных материалов, поскольку позволяет визуализировать не только компонентного разного химического состава, но и полимеры одного состава, но разной плотности, выделить компоненты с разной подвижностью макромолекул. Помимо этого МРТ позволяет получить информацию о конфигурации внутренней топологии сложных полимерных изделий (полости, дефекты), изучить строение пористых материалов, различая объекты размером более десяти микрометров.

Методики ЯМР позволяет выявить влияние технологических факторов (пиrolитическая переработка, получение волокнистых материалов) на молекулярное и супрамолекулярное строение полимеров и композитов на их основе. Проблематичны ЯМР-исследования композитов, содержащих металлические компоненты, из-за скин-эффекта, однако как показали исследования полимерных ма-

триц, наполненных металлическими частицами размером менее десяти нанометров, возможно полезное применения метода. ЯМР  $^{59}\text{Co}$  удалось обнаружить тип кристаллической структуры металлического кобальта и её вариацию при длительном хранении композита, что важно для отработки оптимальных условий эксплуатации материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ проект № 13-03-12168-офи\_м.

## РАЗРАБОТКА МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЕ КАПИЛЛЯРНОЙ ПОСТОЯННОЙ РАСПЛАВА САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ СПЛАВОВ

Букин В. М.\*\* , Панков С. В.\*\* , Панков В. В.\*\* , Гуревич Л. М.\*

*\*Волгоградский государственный технический университет*

*\*\*Нижне-Волжский центр «СВАРКА», volga-weld@yandex.ru*

Служебные свойства газотермических покрытий из порошков самофлюсующихся сплавов, такие как износостойкость, коррозионная стойкость, жаростойкость, прочность сцепления с основой, во многом, определяются их формой и толщиной. Покрытия из самофлюсующихся сплавов с максимальными защитными свойствами могут быть получены при использовании метода газотермического напыления с последующим оплавлением (ГПНО). Интервал температуры плавления самофлюсующихся сплавов значительно ниже температуры плавления сталей защищаемых деталей, что позволяет рассматривать процесс формирования покрытия состоящим из стадий растекания и кристаллизации расплава самофлюсующегося сплава на поверхности твердой подложки и применять для расчета формы наносимых ГПНО покрытий на стадии растекания основное уравнение теории капиллярности. При решении задачи определения формы защитного покрытия методом вариационного исчисления для цилиндрической свободной межфазной поверхности использовали дифференциальное уравнение равновесия межфазной поверхности, находящейся под действием межфазного натяжения и гравитационных сил:

$$\frac{Z''(x)}{\left\{1 + [Z'(x)]^2\right\}^{3/2}} - \frac{Z(x)}{a_k^2} + \frac{1}{R_0} = 0, \quad (1)$$

где:  $Z(x)$  – функция, описывающая форму межфазной поверхности жидкой фазы

защитного покрытия;  $0 \leq x \leq B$  ( $x=0$  – левая граница защитного покрытия,  $x=B$  – правая граница защитного покрытия);  $\alpha_k$  – капиллярная постоянная;  $R_0$  – радиус кривизны кривой  $Z = Z(x)$  в точке  $x = 0$ .

Для численного решения этого дифференциального уравнения по разработанной программе «Spray Bead» для значения  $B$  при заданном значении  $\alpha_k$  строится форма меж-фазной кривой при условии нормировки (заданной площади жидкой фазы  $F_{оп}$ ). При расчете формы покрытия необходимо знать значение капиллярной постоянной  $\alpha_k$ , которая зависит только от физических свойств (плотности и поверхностного натяжения) контактирующих фаз. Значения капиллярной постоянной для большинства порошков самофлюсующихся сплавов в справочной литературе отсутствуют.

В технической литературе приводятся ряд методов определения капиллярной постоянной жидкостей, из которых наиболее надежен статический метод лежащей капли. Для повышения точности необходимо измерять каплю в расплавленном состоянии в вакууме, так как в условиях окислительной атмосферы на поверхности капли формируется пленка оксидов, искажающая ее форму, а при кристаллизации расплава из-за уменьшения объема меняются форма и размеры. Разработанная модель прогнозирования профиля покрытия также не учитывает изменение формы кристаллизующегося расплава самофлюсующегося сплава с образованием окисных пленок, поэтому для расчета формы закристаллизовавшегося покрытия необходимо использовать эффективное значение капиллярной постоянной, учитывающее искажающие эффекты при затвердевании металла. Эффективное значение  $\alpha_{кэф}$  определяли решением обратной задачи с применением разработанной математической модели по форме нанесенного валика покрытия (валиковая проба). На поверхность стальной подложки шириной 10...14 мм наносили методом ГПНО покрытие из порошков самофлюсующихся сплавов толщиной до 3 мм. Макрошлифы, вырезанные в плоскости, перпендикулярной направлению перемещения горелки для ГПНО, сканировали и по полученным цифровым фотографиям проводили оцифровку дискретизированного профиля закристаллизовавшегося покрытия. Полученный массив экспериментальных цифровых данных, характеризующих форму оплавленного покрытия с шириной валика  $B$  и площадью  $F_{оп}$  обрабатывался программой «Spray Bead». Искомое значение эффективной капиллярной постоянной проводилось выбором из семейства интегральных кривых, полученных численным решением дифференциального уравнения (1) с варьированием значений  $\alpha_k$ , максимально близкой к полученному массиву данных экспериментального профиля сечения валика. В качестве критерия отбора применялась сумма квадратов разностей эксперимен-

тальных и рассчитанных по модели значений высот профиля покрытия.

Сравнение значений эффективной капиллярной постоянной расплавов самораспространяющихся сплавов на основе кобальта, никеля и меди, измеренных альтернативными методами лежащей капли и валиковой пробы, показало, что метод лежащей капли дает значения  $\alpha_{\text{эф}}$  на 30...35% выше, чем метод валиковой пробы, что может быть связано с различием эффектов, связанных с дифференциацией смачиваемости подложки, условий теплоотвода при кристаллизации и возможностью насыщения железом расплава, контактирующего со стальной подложкой.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ИНТЕРВАЛОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНО-ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА**

Габельченко Н. И., Карпова Е. Ю., Белов А. А.

*Волгоградский государственный технический университет, mitlp@vstu.ru*

Температурно-временной период первичной кристаллизации не является однородным процессом, а состоит из локальных интервалов формирования твердой фазы [1, 2].

В работе для исследования тепловых эффектов кристаллизации применялся дифференциально-термический анализ на базе программно-аппаратного комплекса «Кристаллдиграф» (Польша). Исследования проводили на углеродистых сталях и доэвтектических серых чугунах. технической чистоты, полученных переплавом возвратного металлолома в лабораторных условиях. Содержание углерода в исследуемых сталях изменялось от 0,17 до 1,32 %, в чугунах от 2,8 до 4,09 %.

Сопоставительный анализ большого числа записей кривых охлаждения экспериментальных железоуглеродистых сплавов позволил отделить случайные всплески от тепловых эффектов, связанных с кристаллизацией и воспроизвести свободные от помех схематические кривые охлаждения и кристаллизации сталей и чугунов, пригодные для качественного анализа.

При первичной кристаллизации сталей были обнаружены три различных процесса, сопровождаемые выделением теплоты, обозначенные нами, как  $Q_1$ ,  $Q_2$  и  $Q_3$  (рис. 1, а). Природа тепловых эффектов  $Q_1$  и  $Q_3$  – это теплоты дендритной

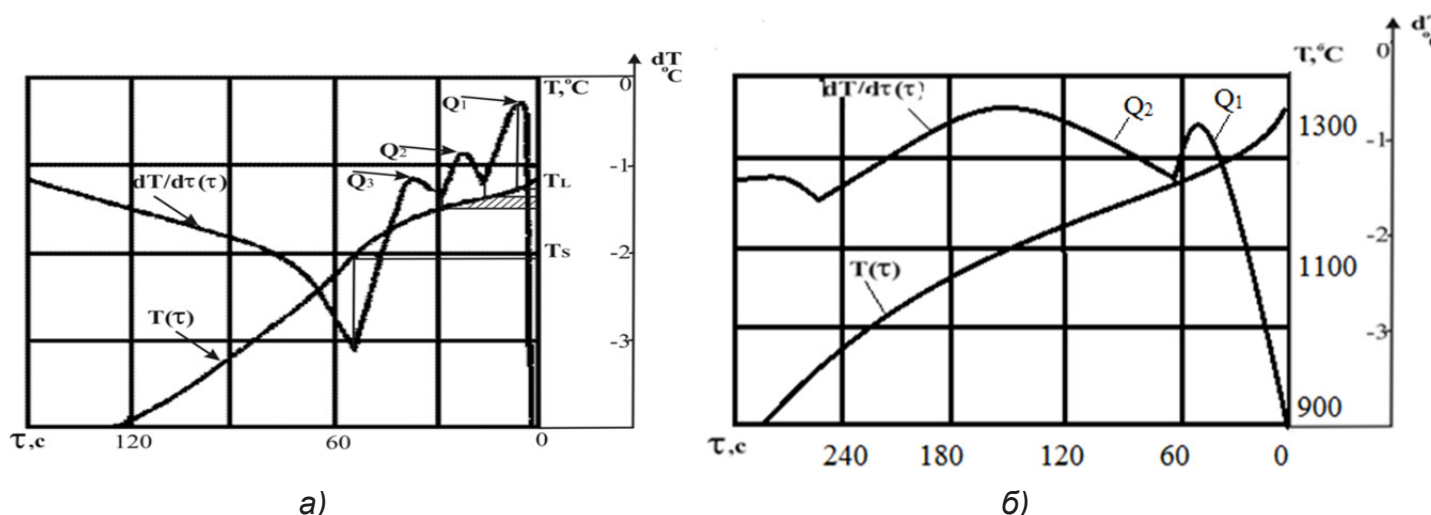


Рис. 1. Схемы кривых ДТА кристаллизации сталей (а) и чугунов (б) отражающие характерные тепловые эффекты процесса

кристаллизации и затвердевания междендритной жидкости, соответственно, отражающие начало и конец затвердевания. Пик  $Q_2$  – фиксирует выделение тепла вследствие сокращения суммарной протяженности границ раздела дендрит – междендритная жидкость, когда происходит трансформация дендритных ветвей (огрубление) путем диффузионного массопереноса твердой фазы [3, 4].

В отличие от кристаллизации стали при кристаллизации чугуна выявлены два тепловых эффекта (рис. 1, б):  $Q_1$  – при котором в доэвтектических чугунах выделяются кристаллы первичного аустенита, в заэвтектических – первичного цементита, и  $Q_2$  – сопровождающий эвтектическое превращение.

Таким образом, исследования выявили наличие трех локальных интервалов при первичной кристаллизации низкоуглеродистых сплавов и двух при кристаллизации высокоуглеродистых сплавов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Костылева, Л. В. Factors affecting the dispersity of the dendritic structures in steels / Костылева Л. В., Габельченко Н. И., Ильинский В. А. // Russian Metallurgy (Metally). - 2008. - Vol. 2008, № 5. - С. 386-390. - Англ.
2. Ильинский, В. А. Instability of Primary Dendrite Arms in Columnar Chervon Crystals / Ильинский В. А., Костылева Л. В., Габельченко Н. И. // Russian Metallurgy. - 2008. - Vol. 2008, No. 1. - С. 25-28. - Англ.
3. Костылева, Л. В. Predicting the dispersity of dendritic structure in cast steel and alloys / Костылева Л. В., Габельченко Н. И., Ильинский В. А. // Steel in Translation. - 2007. - Vol. 37, № 11. - С. 920-923. - Англ.
4. Concentration dependence of the dispersity of dendrite structure in alloys of binary systems / Костылева Л. В., Санталова Е. А., Габельченко Н. И., Ильинский В. А. // Metal Science and Heat Treatment. - 2008. - Vol. 50, № 7-8. - С. 344-348. - Англ.

## ЭЛЕКТРОННО – МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗУЮЩИХСЯ КАРБИДОВ В СТАЛИ 110Г13Л МЕТОДОМ РЕНТГЕНОФЛУОРЕСЦЕНТНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Габельченко Н. И., Волкова Н. В., Белов А. А.

Волгоградский государственный технический университет, mitlp@vstu.ru

Литая структура стали 110Г13Л содержит карбиды, которые должны быть устранены при проведении термической обработки (закалка от 1050...1100 °С и охлаждение в воде). Однако термообработка по такому режиму не всегда растворяет карбиды в структуре, что приводит к неравномерности и завышению твердости металла [1]

Широко распространено мнение, что цементит является дальтони́дом МЗС с постоянным стехиометрическим содержанием углерода (25 ат. % С) [2]. Однако еще академиком А. А. Байковым были высказаны предположения о существовании цементита нестехиометрического состава.

Объектом исследования были образцы из стали 110Г13Л, полученные методом прерванной закалки для определения температуры формирования наиболее метастабильных карбидов цементитного типа и температуры начала растворения карбидов в структуре высокоуглеродистой марганцовистой стали. Для определения качественного состава включений в структуре образцов было проведено электронно – микроскопическое исследование при помощи растрового микроскопа ZeissLeo 430, состав включений определялся методом рентгенофлуоресцентной спектроскопии (RöntecUHVDevarDetector).

По данным энергетических спектров определяли качественный состав включений, и по соотношениям интенсивности вторичного излучения электронов ( $I_C : I_{Fe}$ ) для С и Fe, определялся состав цементитов исследуемых образцах [3]. На

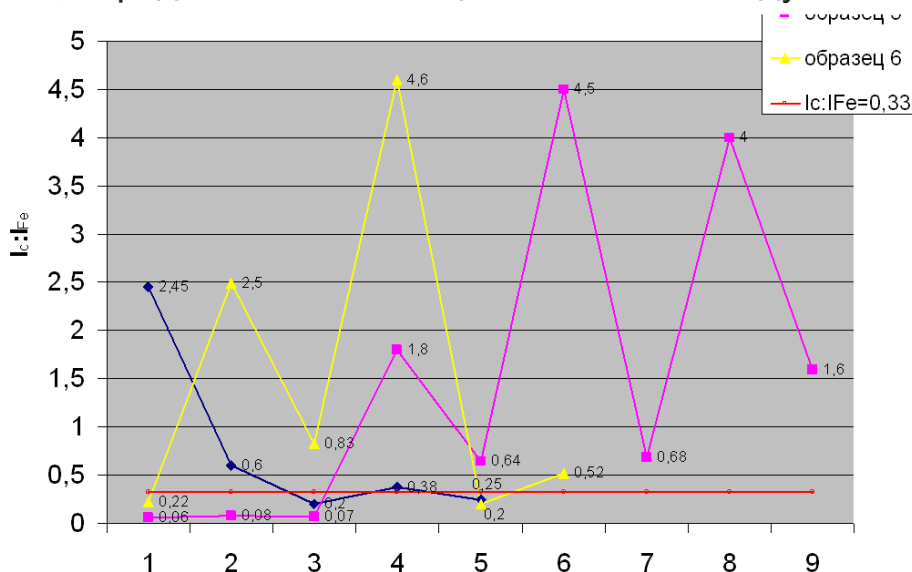


Рис. 1. Сравнение  $I_C : I_{Fe}$  включений в исследованных образцах с эталонным  $I_C : I_{Fe}$  для стехиометрического цементита

рисунке представлено сравнение  $I_c : I_{Fe}$  включений в исследованных образцах с эталонным для стехиометрического цементита.

Таким образом, в работе установлено, что температурой формирования метастабильных карбидов цементитного типа в структуре стали 110Г13Л является  $\sim 700^\circ\text{C}$ .

В соответствии с этим целесообразно делать изотермическую выдержку отливок при этой температуре при проведении термообработки в режиме нагрева. Это позволит сформировать метастабильные карбиды цементитного типа, легко растворяющиеся при дальнейшем нагреве, и гарантированно получить стабильную аустенитную структуру стали 110Г13Л.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Габельченко, Н. И. Получение стабильной аустенитной структуры и свойства деталей из стали 110Г13Л / Габельченко Н. И., Волкова Н. В. // Заготовительные производства в машиностроении. - 2012. - № 12. - С. 39-41.

1. Жураковский Е. А. О природе цементита / Е. А. Жураковский, А. А. Жуков, А. Н. Кокора, Т. Ф. Архипова. - Киев, 1988. - 38с.

3. Габельченко, Н. И. Specific features in the formation of cementite-type carbides in high-manganese steel structures-pag 337 (Article) = [Besonderheiten bei der Ausbildung von Karbiden des Zementit-Typs im Hartmanganstahlgefüge] / Габельченко Н. И., Волкова Н. В., Bast J. // Metall. - 2013. - Vol. 67, Issue 7-8 (July). - С. 328-331.

## МАСС-СПЕКТРОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ С ЛАЗЕРНЫМ ПРОБООТБОРОМ КАК ИНСТРУМЕНТ ИССЛЕДОВАНИЯ ТВЕРДЫХ ПРЕКУРСОРОВ $Ta_2O_5\langle Sm, Dy \rangle$ И ШИХТЫ $LiTaO_3\langle Sm, Dy \rangle$

Елизарова И. Р., Маслобоева С. М.

*Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И. В. Тананаева  
Кольского научного центра РАН, elizarir@yandex.ru*

Получение легированных монокристаллов танталата лития с высокой однородностью состава и заданной концентрацией легирующей примеси является важнейшим условием их применения для производства оптических твердотельных элементов нового поколения. Технологические параметры процесса синтеза  $Ta_2O_5\langle Sm, Dy \rangle$  и  $LiTaO_3\langle Sm, Dy \rangle$  во многом определяют характер распределения примеси в расплаве шихты и объеме кристалла, влияют на величину ее эффективного коэффициента распределения. Характеристики кристаллов зависят от качества шихты  $LiTaO_3\langle Sm, Dy \rangle$ , используемой для их выращивания, а, следова-

тельно, и от компонентов, участвующих в синтезе, поэтому на всех технологических этапах процесса получения  $Ta_2O_5\langle Sm,Dy \rangle$  и  $LiTaO_3\langle Sm,Dy \rangle$  актуальным является выбор методов контроля содержания и распределения легирующего компонента.

Представленная работа посвящена определению возможностей метода масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой и пробоотбором с помощью лазерной абляции (ЛА МС-ИСП) в приложении к новому объекту исследования - таблетированным порошковым образцам  $Ta_2O_5\langle Sm,Dy \rangle$  и  $LiTaO_3\langle Sm,Dy \rangle$ , с целью подтверждения их состава и химической однородности.

Показано, что параметры настройки масс-спектрометра (ELAN 9000 DRC-e, Perkin Elmer, США) и условия лазерного пробоотбора (UP-266 MACRO, New Wave Research, США), полученные при использовании таблетированного ГСО 2483-84 и стандартного стекла NIST 612, идентичны. Микроскопический анализ (микроскоп Leica DM2500 P) кратеров, образующихся в результате лазерной абляции, показал, что при увеличении количества импульсов лазера от 10 до 1000 по вертикальному сечению таблетированных порошковых образцов не приводит к нарушению цилиндричности кратеров и не изменяет их диаметр.

Применение таблетированного ГСО 2463-84 для построения градуировочной характеристики (число определений  $n=4$ ) при регистрации масс-спектра в режиме «скачков по пикам» (3 скачка на пике, 3 сканирования пика, 3 реплики сканирования масс-спектра) позволило получить градуировочные зависимости для изотопов самария и диспрозия. С использованием этих градуировочных функций проведен количественный ЛА МС-ИСП анализ легированных пентаоксидов тантала.

Метод ЛА МС-ИСП показал высокую прецизионность с рентгенофлуоресцентным методом, результаты анализа соответствовали заданным значениям концентрации самария, определенным по навеске легирующей примеси, введенной на стадии синтеза прекурсора  $Ta_2O_5\langle Sm,Dy \rangle$ . Подтверждение химического состава  $Ta_2O_5\langle Sm,Dy \rangle$  позволило использовать эти образцы в качестве эталонов при построении градуировочных характеристик для количественного анализа проб шихты  $LiTaO_3\langle Sm,Dy \rangle$ .

Исследования микрогетерогенности прекурсоров  $Ta_2O_5\langle Sm,Dy \rangle$  и шихты  $LiTaO_3\langle Sm,Dy \rangle$  по легирующему компоненту показали, что параметр  $Sr$  (дисперсия воспроизводимости интенсивности аналитического сигнала) для порошковых образцов  $Ta_2O_5\langle Sm,Dy \rangle$  и шихты  $LiTaO_3\langle Sm,Dy \rangle$  не превышает 7%. Полученные данные подтверждают химическую однородность исследуемых образцов.

Результаты важны для разработки методических основ аналитического со-

проведения технологии получения исходных компонентов для выращивания монокристаллов танталата лития высокого оптического качества.

Работа выполнена при поддержке гранта «Ведущие научные школы» (проект НШ 487.2014.3) и Программы ОХНМ-05.

## МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $\text{Fe}_{1-x}(\text{Cu}_{0.5}\text{Ga}_{0.5})_x\text{Cr}_2\text{S}_4$

Кирдянкин Д. И., Аминов Т. Г., Шабунина Г. Г.

Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, kird.den@rambler.ru

Данная работа посвящена изучению поведения магнитных характеристик в зависимости от введенного немагнитного иона в твердых растворах халькогенидных шпинелей. Последовательное изменение магнитного упорядочения от ферримagnetизма ( $\text{FeCr}_2\text{S}_4$ ) до геликоидального антиферромагнетизма ( $\text{Cu}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{Cr}_2\text{S}_4$ ) происходит затрагивая различные механизмы, следовательно может послужить отправной точкой в понимании процессов намагничивания шпинелей.

Измерения температурных и полевых зависимостей магнитной восприимчивости измеряли на магнетометре PPMS-9 в широком интервале температур (2...300 К) и полей (100...50000 Э). В ходе которых были установлены температуры магнитных переходов ( $T_N$ ,  $T_C$ ,  $T_f$ ) и их изменение в зависимости от состава, а

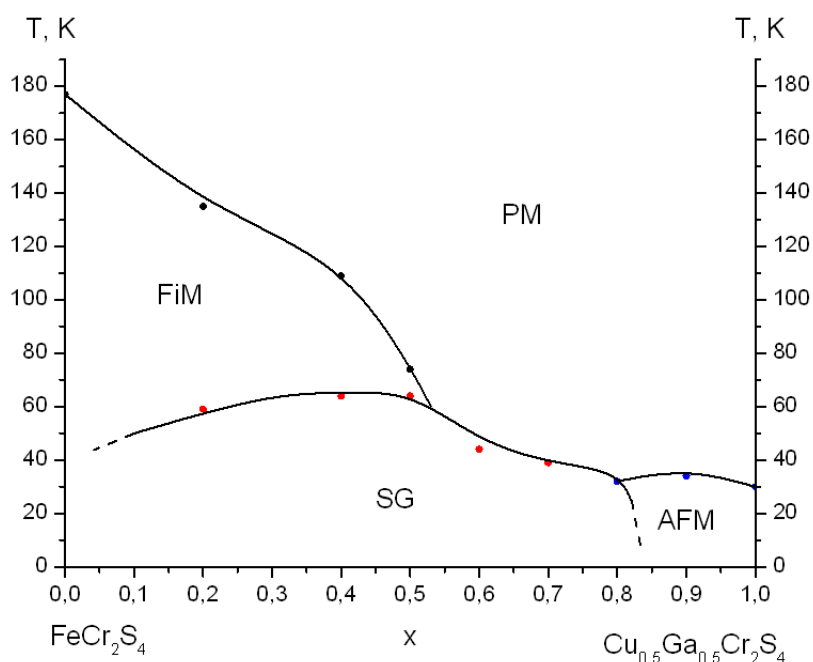


Рис. 1. Магнитная фазовая диаграмма твердого раствора  $\text{Fe}_{1-x}(\text{Cu}_{0.5}\text{Ga}_{0.5})_x\text{Cr}_2\text{S}_4$

так же параметры магнитных взаимодействий, такие как магнитный момент насыщения твердого раствора  $\mu_s$ , парамагнитный эффективный момент  $\mu_{эфф}$ , парамагнитная температура Кюри  $\Theta$  и пр. Были проведены изучения поведения магнитного момента насыщения в зависимости от состава твердого раствора, на основании которого была предложена модель внутренних взаимодействий на основе угловых конформаций магнитных спинов ионов, а так же изучалась парамагнитная область данных твердых растворов. Особенностью данной работы так же являются уникальные эксперименты на PPMS-9, выполненные в переменном магнитном поле, что позволило заметить такие легко разрушаемые эффекты как спиновое стекло и проследить влияние частоты измерения на температуру замораживания магнитных кластеров спинового стекла.

Магнитная фазовая диаграмма данных твердых растворов показывает наличие областей с состоянием спинового стекла, ферримагнетика, антиферромагнетика и парамагнетика (рис. 1). Критическая концентрация ферромагнетика в твердом растворе по данным метода Белова-Аррота составляет 53 %, что ниже теоретического порога протекания 68 %. Однако известны случаи смещения порога при некоторых кристаллографических и магнитных особенностях соединений, которые имеют место при резком отличии параметров решетки.

Ферримагнетик  $\text{FeCr}_2\text{S}_4$  замещается на антиферромагнитный  $\text{Cu}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{Cr}_2\text{S}_4$ , снижая общий магнитный момент твердых растворов, но зависимость магнитного момента насыщения от концентрации введенного немагнитного иона не линейная. В исследовании предложена модель, в которой магнитный момент был отклонен на некоторый угол к оси легкого намагничивания при неравномерном замещении немагнитными ионами ближайших магнитных соседей.

Работа выполнена при финансовой поддержке Фонда Президента Российской Федерации (МК-2315.2013.3).

## ПРИМЕНЕНИЕ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТРОЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

Кочеткова А. С., Соснов Е. А.

Санкт-Петербургский государственный технологический институт, [sosnov@lti-gti.ru](mailto:sosnov@lti-gti.ru)

Одним из перспективных путей создания полимерных материалов с новым комплексом свойств является физическое модифицирование уже существующих полимеров, в том числе введение в них неорганических наполнителей [1, 2]. При этом в зависимости от формы и размеров частиц вводимой добавки, их концентрации в композитной пленке, характера взаимодействия с матрицей можно регулировать в заданном направлении их проницаемость по отношению к различным газам ( $O_2$ ,  $CO_2$ ,  $C_2H_4$ ), парам воды и другим компонентам окружающей среды, различные функциональные, в том числе барьерные, свойства таких материалов.

В данной работе с использованием методик атомно-силовой микроскопии (АСМ) изучена морфология поверхности и пространственное строение пленочного (толщиной 230 мкм) композита на основе ПВХ, наполненного наноразмерными частицами  $Al_2O_3$  (марка Aeroxide® Alu C с диаметром частиц 13 нм), как исходными, так и с модифицированной по методу молекулярного наслаивания (МН) [3, 4] (для придания наполнителю гидрофильных и гидрофобных свойств) поверхность.

Исследование сечения пленок позволило установить, что, несмотря на длительную гомогенизацию композита (его формировали введением наполнителя в расплав полимера), в процессе каландрирования происходит вытеснение напол-

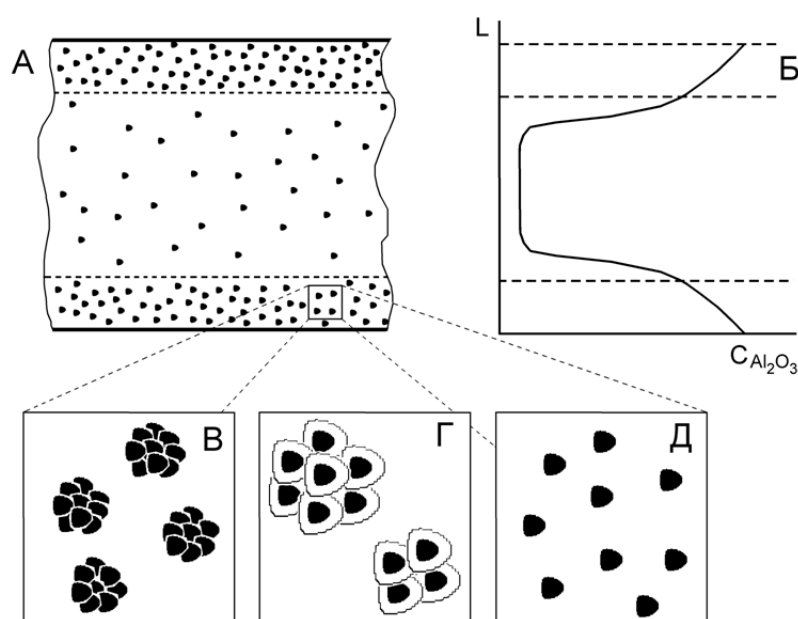


Рис. 1. Строение ПВХ-композита по данным АСМ: схема (А); распределение наполнителя по срезу пленки (Б); структурообразование наполнителя ( $Al_2O_3$ ) в составе композита: исходный (В), модифицированный фосфороксидами (Г) и кремнийорганическими структурами (Д)

нителя в приповерхностную область пленок, где формируется аморфизованный барьерный слой, толщиной до 10 мкм.

При этом поведение частиц наполнителя определяется химической природой его поверхности. В случае введения в композит немодифицированного  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , наноразмерные частицы последнего агломерируются в структуры, размерами до 120 нм, плохо смачиваемые полимерной матрицей. Частицы  $\text{Al}_2\text{O}_3$  с фосфороксидными структурами на поверхности, вследствие высокой гидрофильности, формируют вокруг наполнителя слой сорбированной воды и объединяются в структуры с размерами до 80 нм. Частицы  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , покрытые гидрофобными структурами (получены обработкой наполнителя парами  $\text{Si}(\text{CH}_3)_2\text{Cl}_2$  с последующим гидролизом непрореагировавших Cl-групп) не агломерируют и равномерно распределяются по приповерхностному слою композита. Структура композитов схематично представлена на рис. 1.

В работе определена паропроницаемость полученных композитов, проведена оценка барьерных свойств материалов и выявлено влияние химического модифицирования поверхности наполнителя, вводимого в полимерную матрицу, на диффузионные свойства получаемых слоистых ПВХ-композитов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (госзадание на НИР 601)

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шевченко В. Г., Авдеев В. В. Основы физики полимерных композиционных материалов. М.: МГУ, 2010. 98 с.
2. Пахомов С. И., Трифонова В. А., Бурмистров И. П. Поливинилхлоридные композиции. Иваново: ИГХТУ, 2010. 104 с.
3. Алесковский В. Б. Химия надмолекулярных соединений. СПб.: Изд. СПб Ун-та, 1996. 256 с.
4. Малыгин А. А. // ЖПХ. 1996. Т.69, № 10. С.1585-1593.

## **ДЕФЕКТЫ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ И ЭКСПЛУАТАЦИОННАЯ НАДЕЖНОСТЬ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ**

Ливанова О. В., Ливанова Н. О., Соловьев Д. М., Шабалов И. П., Филиппов Г. А.  
ФГУП «ЦНИИ чермет им. И. П. Бардина», г. Москва, [iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

При внутритрубной диагностике магистральных трубопроводов дефекты в сварных соединениях, особенно кольцевых, сложно выявить как методом ультразвукового, так и магнитного контроля. В настоящее время техническая документация жестко регламентирует геометрию сварного шва, уровень механических свойств, структурное состояние и качество гидроизоляции труб. Однако изъять из эксплуатации трубы, выработавшие свой расчетный ресурс, в настоящее время не представляется возможным.

Изначально область сварного шва является наиболее ослабленным участком трубных секций. Уже сама геометрия сварного шва обуславливает наличие концентратора напряжений и слабое прилегание гидроизоляции. В данной области, по сравнению с основным металлом трубы, всегда существует повышенный уровень остаточных напряжений, обусловленный подгибом кромок и термическими напряжениями при сварке. По химическому составу наплавленный металл сварного соединения отличается от основного металла сварного шва. Кроме того, при нарушении технологии сварки особенно в полевых условиях, возможно насыщение металла сварного соединения водородом. Металл сварных швов, особенно монтажных, часто имеет повышенную дефектность и загрязненность шлаковыми включениями [1, 2].

В сварных швах всегда образуется спектр структур, обладающих пониженным уровнем трещиностойкости по сравнению с основным металлом трубы. Такой структурой в сварных соединениях труб из стали типа 17ГС, введенных в эксплуатацию более 25 лет назад, обычно является грубый видманштеттов феррит. В современных высокопрочных трубных сталях, особенно при увеличении толщины стенки трубы и больших тепловложениях при сварке, возрастает вероятность образования закалочных структур.

Исследованы особенности различных механизмов разрушения сварных соединений при длительной эксплуатации труб магистральных трубопроводов.

При длительной эксплуатации возможно разрушение по механизму локальной коррозии. В области сварного соединения, как правило, по дефекту по линии сплавления, образуется гальваническая пара. Рост трещины может происходить как с наружной стороны при повреждении гидроизоляции, так и с внутренней. В последнем случае развитию коррозионных процессов способствует нали-

чие конденсата (например, на резервных нитках) и расположение сварного шва в нижней части трубной секции. При данном механизме разрушения на нефтепроводных трубах, как правило, образуются непротяженные трещины. Рост дефекта происходит при сравнительно малой, порядка 0,05 мм/год, и примерно постоянной во времени скорости. Скорость роста дефекта в первую очередь определяется составом коррозионной среды, коррозионной стойкостью металла сварного соединения и температурой эксплуатации. Циклические изменения давления способствуют ускорению процесса разрушения, поскольку поверхность металла освобождается от пленки окислов. Такие дефекты сравнительно успешно выявляются при внутритрубной диагностике.

В последнее десятилетие повышение уровня рабочих давлений привело к росту вероятности разрушения труб по механизму коррозионного растрескивания под напряжением не только газопроводных, но и нефтепроводных труб магистральных трубопроводов.

Наиболее опасным механизмом разрушения сварных соединений является коррозионно-усталостное разрушение в присутствии водорода. Водород может попадать в металл как в процессе сварки, обычно в монтажных швах, так и в процессе эксплуатации. Началу роста трещины предшествует длительный (несколько десятилетий) инкубационный период, в процессе которого происходит накопление микродефектов, повышение уровня локальных микронапряжений и водородное охрупчивание металла. Структурная полосчатость в зоне термического влияния, загрязненность неметаллическими включениями и наличие сдвиговых структур в области сварного соединения способствуют ускорению процесса. Рост трещины, как правило, начинается в области концентратора напряжений, например, несплавления кромок. Скорость роста стабильной трещины сильно зависит от конкретных условий и составляет порядка 0,5...2 мм/год со значительным ускорением процесса при увеличении глубины дефекта. Разрушение происходит по хрупкому механизму, часто межзеренному механизму, трещина тонкая разветвленная, с заостренным концом. Таким образом, за период внутритрубной диагностики глубина дефекта может превысить критический размер.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Филиппов Г. А., Ливанова О. В., Белкин А. А. Структурные особенности коррозионно-усталостного механизма разрушения труб магистральных нефтепроводов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2010. № 1. С. 65–71.
2. Плешивцев В. Г., Пак Ю. А., Филиппов Г. А. и др. Факторы, влияющие на эксплуатационную надежность трубопроводов // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 1. С. 6–11

## СОВРЕМЕННЫЕ ДОСТИЖЕНИЯ В ОБЛАСТИ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ РФЭС, ОЖЕ, TOF-SIMS.

Wolfgang Betz, Hammond J. S., Paul D. F., Moskvicheva M. V.\*  
*Physical Electronics USA, 18725 Lake Drive East, Chanhassen, MN. 55317 USA*  
\*ООО «Системы для микроскопии и анализа», 119119, г. Москва

Исследования структуры, свойств поверхности, поверхностных реакций занимают большое место как в области наук о материалах, химии и физики, так и в области биологических наук. Современные методы анализа поверхности такие как сканирующая Оже-микроскопия, рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия, времяпролетная масс-спектрометрия вторичных ионов, открывают большие возможности в создании перспективных материалов и новых технологий.

Глубина анализа от 0,1 нм до 10 нм совместно с высоким пространственным разрешением менее 8 нм в Оже-микроскопии позволяет получать ценную информацию для развития наноматериалов. Все вышеперечисленные методы позволяют очищать исследуемую поверхность от загрязнений, а так же проводить анализ многослойных материалов по глубине при помощи профилирования ионным пучком. В зависимости от толщины и состава материала для этого используют различные источники ионного травления, такие как аргоновая ионная пушка, фокусированный ионный пучок (FIB),  $C_{60}$  фуллереновая ионная пушка.

В работе рассмотрен химический и молекулярный анализ наноструктурных материалов с использованием новой технологии анализа поверхности. Для получения информации о химическом состоянии элементов в органических и неорганических материалах с пространственным разрешением менее 10 мкм использован сканирующий рентгенфотоэлектронный спектрометр. Рассмотрена новая технология ионной пушки времяпролетного масс-спектрометра вторичных ионов, специально разработанная для быстрого получения молекулярных 2D изображений с высоким разрешением по массам многофазных органических материалов с разрешением до 200 нм. Для получения изображений и 3D профилей неорганических материалов с пространственным разрешением менее 8 нм использован сканирующий Оже-спектрометр.

## РЕНТГЕНОРЕФЛЕКТОМЕТРИЧЕСКОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОРИСТОСТИ НАНО-РАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК

Новоселова Е. Г., Смирнов И. С., Монахов И.С.\*

*Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики»,  
enovoselova@hse.ru*

*\*ФГБУ «Научно-исследовательский институт микроэлектроники и информационно-измерительной техники»*

Нанопористые материалы в настоящее время являются объектом интенсивных исследований в связи со своими многочисленными потенциальными применениями, которые включают тонкие пленки с низкой диэлектрической постоянной в микроэлектронике, мембраны и избирательные фильтры в биотехнологии, катализаторы в химической инженерии, чувствительные элементы в газовых сенсорах. Известно более 60 методов исследования пористой структуры твердых тел, различающихся информативностью, пределами возможного использования и чувствительностью. Однако большинство из них сталкиваются с непреодолимыми трудностями при анализе пористости наноразмерных пленок. Это обусловлено тем, что масса пленок субмикронной толщины не превосходит нескольких мкг, поэтому измеряемые в традиционной порометрии параметры (давление при адсорбции газа или изменение массы в гравиметрических методах) крайне незначительно изменяются при введении в поры конденсата.

Предлагаемый метод определения пористости пленок наноразмерной толщины, основан на использовании сорбционного метода Кельвина [1] в сочетании с эффектом полного внешнего отражения рентгеновских лучей от гладких поверхностей [2]. Одновременное определение давления паров рабочего газа над образцом и количества адсорбата в нем (изменение плотности исследуемой пленки), позволяет определить общую пористость пленки. Анализ изотермических зависимостей адсорбции и десорбции молекул адсорбента позволяет определить распределение пор по размерам.

В докладе описывается общая схема и конструкция экспериментальной установки, методика проведения измерений и расчетов. Возможности метода проиллюстрированы результатами измерения пористости наноразмерных пленок полиметилфенилсилоксана, нанесенных на стеклянные подложки.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Плаченков Т. Г. Порометрия. – С.-Пб: Химия, 1988.-176
2. А. Мишett, Оптика мягкого рентгеновского излучения. М.: Мир 1989, 351с.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРУЖЕНИЯ ТРЕХСЛОЙНОЙ ПОЛОЙ КОНСТРУКЦИИ ДЛЯ ЦЕЛЕЙ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ЕЕ КАЧЕСТВА МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ ГОЛОГРАФИЧЕСКОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

Сафиуллин А. Р., Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Сафиуллин Р. В.  
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

Надёжность работы узлов и деталей современных летательных аппаратов (ЛА) определяется условиями контроля их качества на стадии изготовления, и в процессе их эксплуатации [1]. При этом в большинстве случаев используют так называемые неразрушающие способы контроля, одним из методов которых является метод цифровой голографической интерферометрии (ЦГИ).

Основной задачей неразрушающего контроля с использованием метода ЦГИ является поиск скрытых дефектов, которые могут быть связаны с изменением сплошности материала или геометрии поверхности. Необходимую информацию о наличии либо отсутствии скрытого дефекта можно получить по форме полей перемещений поверхности объекта. Для того чтобы применение метода ЦГИ позволяло наиболее эффективно выявлять присутствие дефекта, прежде всего, необходимо выбрать оптимальный способ нагружения и закрепления исследуемого объекта. В свою очередь, при исследовании различных видов нагружения целесообразно использовать компьютерное моделирование, которое позволяет рассчитать и сопоставить поля перемещений эталонного и дефектного объекта [2].

В качестве объекта исследования рассматривалась трехслойная полая конструкция, состоящая из трех листовых заготовок, где верхняя и нижняя заготовки играют роль обшивок, а средняя – заполнителя. При изготовлении данной конструкции на обшивки наносят рисунок противосварочного покрытия и проводят сварку пакета давлением. Пакет после сварки помещают в формообразующую

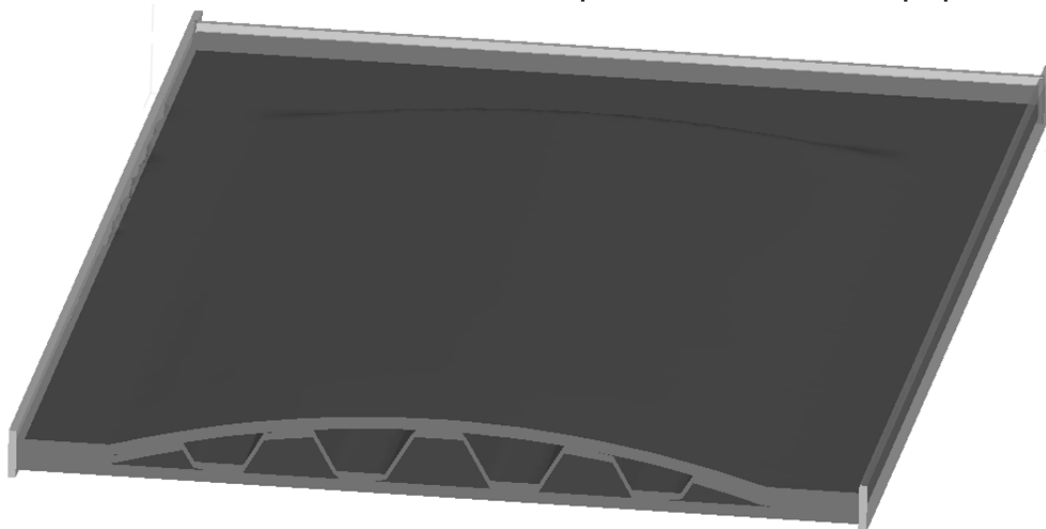


Рис. 1. Рассеченная трехслойная эталонная конструкция

матрицу и подачей инертного газа в полость пакета производят формовку изделия в условиях сверхпластичности. При этом лист заполнителя образует ребра жесткости, а обшивки принимают форму полости матрицы (рис. 1).

Для изучения влияния вида нагружения/закрепления конструкции на выявляемость дефекта методом ЦГИ сравнивались расчеты, проведенные для следующих условий:

- подача газа в 1 МПа во внутреннюю полость конструкции с защемлением ее замкового торца;
- подача газа в 1 МПа во внутреннюю полость конструкции с закреплением конструкции по всему контуру;
- защемление замкового торца конструкции с приложением двух изгибающих сил в 1 Н каждая на другом торце;
- защемление замкового торца конструкции с приложением двух закручивающих разнонаправленных сил в 1 Н на другом торце.

Нагружению/закреплению подвергались эталонная конструкция и конструкция с дефектом в виде непровара размером 10x10 мм в зоне сварки нижней обшивки и заполнителя. Анализировались измерения нормальной компоненты вектора перемещений поверхности конструкции.

Проведенное моделирование показало, что из рассмотренных четырех видов нагружения/закрепления наиболее информативным является нагружение

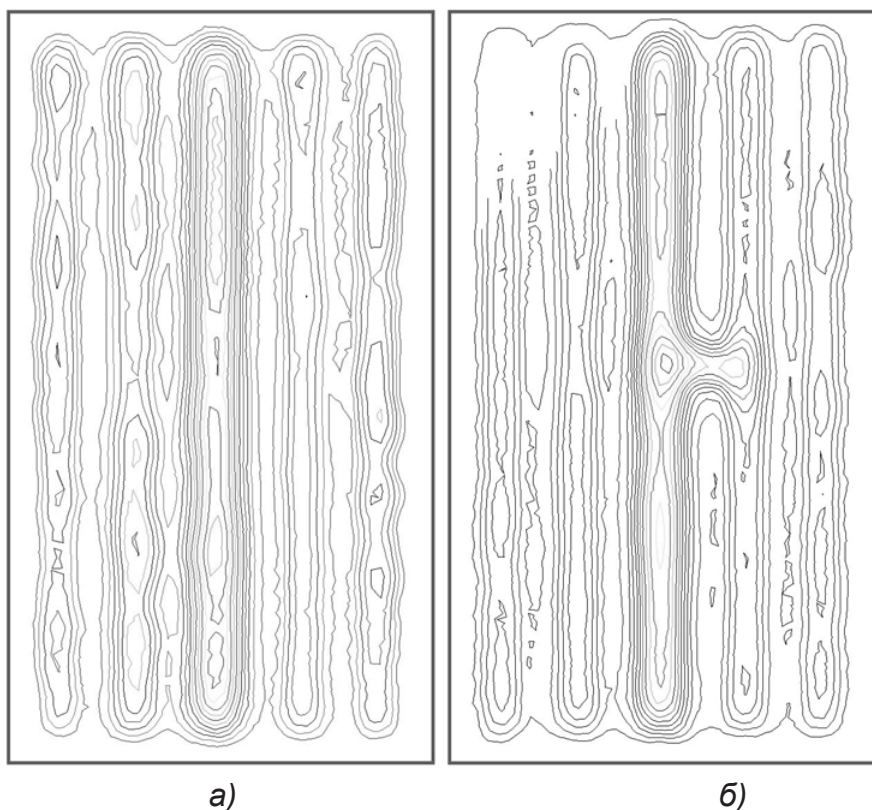


Рис. 2. Нормальная компонента вектора перемещений поверхности конструкции, а) эталонная конструкция, б) конструкция с дефектом (мкм). Диапазон перемещений от 0 до 0,06 мкм представлен линиями уровня с шагом 0,005 мкм

внутренним давлением, причем, закрепление должно проводиться по всему контуру конструкции. При таком виде нагружения/закрепления выявлено, что дефект вносит заметную асимметрию в поле перемещений поверхности конструкции по сравнению с эталонной конструкцией (рис. 2).

Таким образом, результаты исследований показали, что ЦГИ позволяет определять такие трудновыявляемые дефекты, как непровары, что является основным преимуществом по сравнению с другими методами неразрушающего контроля. Результаты моделирования позволили с минимальными трудозатратами подобрать наиболее оптимальный способ нагружения/закрепления, обеспечивающий высокую выявляемость дефекта, а также величину внутреннего давления, не выводящего конструкцию за пределы упругой области.

#### Выводы

1) По результатам моделирования установлено, что для получения информации о наличии дефектов типа непровар в трехслойных полых конструкциях методом ЦГИ целесообразно использовать нагружение внутренним давлением с закреплением конструкции по всему контуру. При нагружении изгибом и кручением конструкции с закрепленным торцом рассматриваемые дефекты заметно себя не проявляют на фоне значительных перемещений поверхности.

2) Конечно-элементное моделирование позволяет установить предельно высокое давление газа, подаваемого в полость конструкции, для достижения максимальных полей перемещений, но в пределах упругой области работы конструкции.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Петров Е. Н., Родионов В. В., Кузьмин Э. Н., Лутфуллин Р. Я., Сафиуллин Р. В. Ячеистые конструкции. Снежинск: РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008, 176 с.
2. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Сафиуллин Р. В., Сафиуллин А. Р., Сафин Ф. Ф. Расчет полей перемещений трехслойных полых конструкций для неразрушающего контроля качества методом цифровой голографической интерферометрии // Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 2. С. 90-94.

## КОНТРОЛЬ ПАРАМЕТРОВ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК В РЕАЛЬНОМ ВРЕМЕНИ ИХ ФОРМИРОВАНИЯ

Смирнов И. С., Новоселова Е. Г., Монахов И. С.

*Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», г. Москва,  
ismirnov@hse.ru*

*ФГБУ «Научно-исследовательский институт микроэлектроники и информационно - измерительной техники», г. Москва*

В настоящее время при изучении процессов формирования тонких пленок с использованием различных методов образцы, как правило, переносятся из технологической камеры для проведения исследований через атмосферу в камеру аналитического прибора. Очевидно, что такой подход обладает многочисленными недостатками: окисление поверхности, возникновение адсорбированных слоев, необходимость исследования серии образцов разной толщины для определения временной эволюции параметров образца в зависимости от технологических условий. Тем самым, разработка подходов, позволяющих проводить измерения внутри камеры (in-situ) и в реальном времени, представляется очень важной задачей для изучения процессов роста/эрозии пленок, поскольку позволяет преодолеть отмеченные выше недостатки. В большинстве случаев наиболее важными параметрами являются толщина пленки, ее скорость роста, плотность растущей пленки и ее зависимость от толщины, шероховатость поверхности пленки и состояние границ раздела между пленкой и подложкой, а также слоями в многослойной структуре.

Существенным для in-situ диагностики является то, что элементы измерительной системы не должны оказывать влияния на ход технологического процесса. С другой стороны, факторы технологического процесса не должны оказывать влияния на датчики, контролирующие ход технологического процесса. Во многих случаях это ограничивает возможность размещения элементов диагностической системы в технологической камере. Дополнительные ограничения на применимость тех или иных методов для анализа пленочных структур в процессе формирования накладывает необходимость получения информации в реальном масштабе времени. Использование метода in-situ рентгеновской рефлектометрии позволяет преодолеть эти трудности.

В докладе приведены результаты исследований процесса магнетронного напыления наноразмерных пленок на гладкие подложки. На рис. 1, а приведена экспериментальная зависимость интенсивности отраженного рентгеновского излучения от времени напыления кремния. Ток магнетрона составлял 50 мА, давление рабочего газа (аргона) 0,5 Па, расстояние от магнетрона до подложки 10 см.

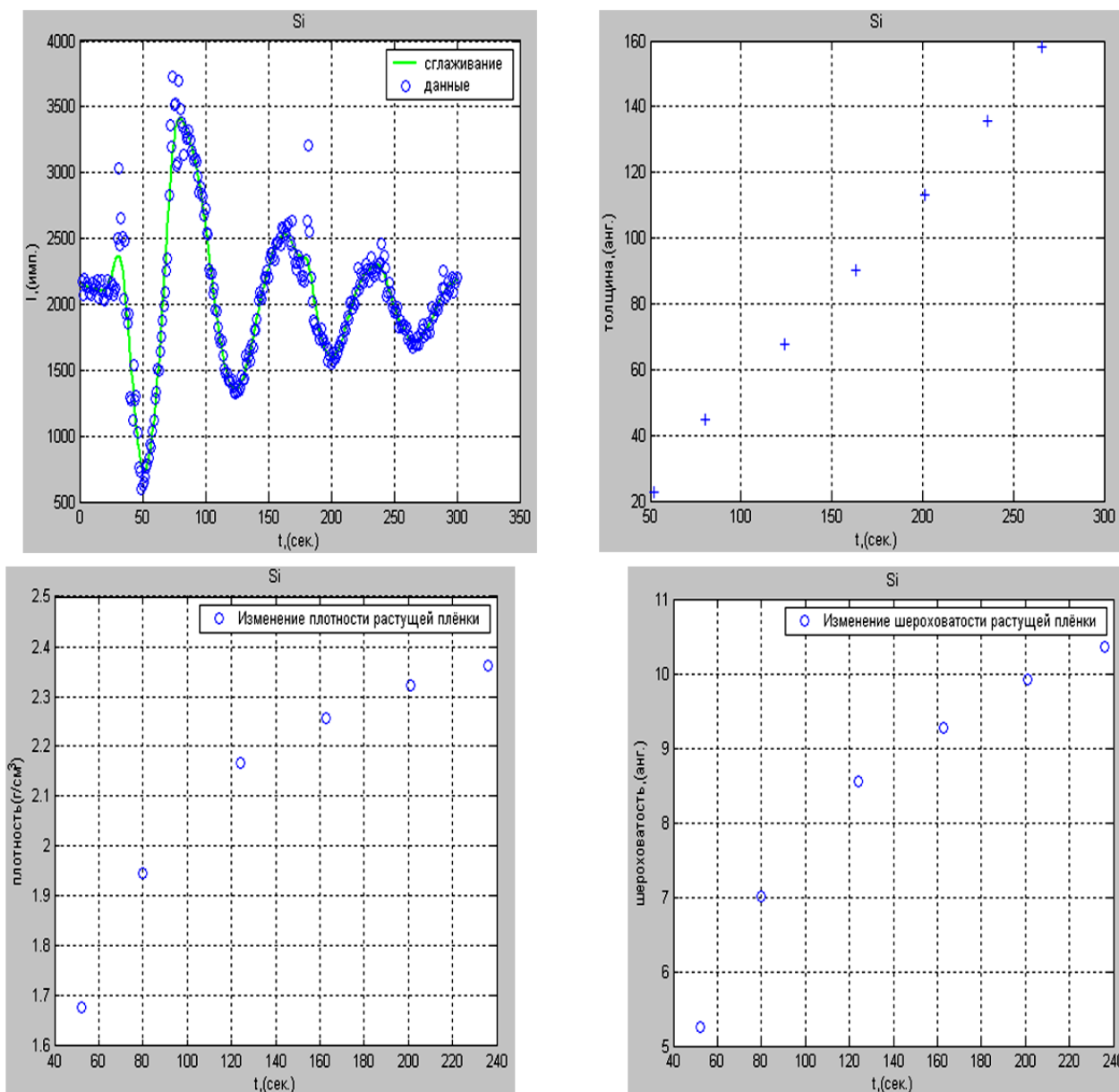


Рис. 1. Зависимость от времени напыления: интенсивности рассеянного излучения (а), толщины пленки (б), плотности пленки (в), среднеквадратичной шероховатости поверхности пленки(г)

Магнетрон был включен на 24 секунде, а на 300 секунде процесс напыления был закончен. За это время было сформирована пленка общей толщиной 136 Å. (рис. 1, б). Из рисунка видно, что напыление проходило с постоянной скоростью  $\sim 0,6$  Å/с.

Шероховатость поверхности растущей пленки монотонно увеличивается с ростом толщины пленки (рис. 1, г). На рис. 1, в представлена зависимость плотности формируемой пленки от времени напыления. Из этой зависимости следует, что плотность формируемой пленки приближается к плотности объемного кремния лишь при толщине пленки свыше 100 Å, а на начальных стадиях роста она значительно ниже. Этот результат проинтерпретирован на основе представлений об эффектах кластеризации в магнетронной плазме и формировании пленок с нанопористой структурой.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ ОПРАВОК ДЛЯ ПРОШИВКИ ТРУБ

Сычева С. С., Зюбан Н. А., Петрова В. Ф., Кустова А. Н., Дубцов Ю. Н.  
*Волгоградский государственный технический университет, g-sveta@inbox.ru, tecmat@vstu.ru*

Оправка является самым изнашиваемым инструментом прошивного стана. Материал оправок должен обладать высокой прочностью, термостойкостью и теплопроводностью, сопротивляться пластической деформации при высоких температурах и обладать стойкостью к образованию трещин термической усталости и образовывать плотный слой окислов при термообработке и сохранять его в процессе прошивки. На стойкость оправок влияют термические и внутренние напряжения, неметаллические включения, трещины, абразивный износ и т.д. [1]

Целью исследования является анализ вероятных причин потери стойкости оправок для прошивки бесшовных труб, связанные с неметаллическими включениями.

Материалом исследования являются образцы, вырезанные из литых оправок Ø 335 мм стали 20Х2Н4МФ трех различных плавов. Химический состав, структура и механические свойства исследуемых образцов соответствуют требованиям ТУ108.11.215-88. Для оценки причин выхода оправок из строя были выполнены металлографические исследования образцов – оценка формы, размера и характера распределения, проведены идентификация неметаллических включений и оценка загрязненности металла в соответствии с требованиями ГОСТ 1778-70, методом Л, а так же определена толщина окисного слоя. Оправка плавки №1 проработала 12 прошивок, плавки №2 вышла из строя после 57 циклов и плавки №3 после 1290 циклов.

Установлено, что во всех исследуемых плавках форма включений преимущественно глобулярная, размером от 5 до 48 мкм, но встречаются и вытянутые включения неправильной формы в длину до 65 мкм.

Идентификация неметаллических включений показала наличие оксидов - FeO, FeO·MnO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, сульфидов – FeS·MnS, MnS и слабо деформируемых силикатов – SiO<sub>2</sub>, MnO·SiO<sub>2</sub> в исследуемых плавках.

В оправке плавки №3 причиной разрушения послужили недеформируемые неметаллические включения, расположенные около поверхности, от которых развивались внутренние трещины, вышедшие затем на поверхность. Кроме того, при продолжительной эксплуатации (1290 циклов) толщина окисного слоя уменьшилась до 35 мкм [2].

Проведенные исследования показали, что общая загрязненность неметал-

лическими включениями образцов плавки №2 превышает загрязненность плавки №1 и №3 в среднем на 45 %. Самый высокий индекс загрязненности по деформируемым сульфидным включениям в плавке №2. Однако самая высокая величина по загрязненности оксидными включениями оказалась у образцов плавки №1. Толщина окисного слоя оправок плавки №1 и №2 составила 108 и 66 мкм соответственно, которая и привела к преждевременному выходу из строя инструмента.

Таким образом, возможной причиной выхода из строя оправок плавки №1 и №2 явилась большая загрязненность недеформируемыми при пластической деформации включениями и незначительная толщина окисной пленки на поверхности оправок.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Потапов, И. Н. Теория трубного производства / И. Н. Потапов, А. П. Коликов, В. М. Друян. – М.: Металлургия, 1991. – 305 с.
2. Нархов, А. В. Влияние неметаллических включений на механические свойства сталей / А. В. Нархов, Б. А. Клыпин, А. Рей // Металловедение и термическая обработка. – 2002. – №1. – С. 22-36.

## АЛФАВИТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

|                             |                                   |                           |                                                                |
|-----------------------------|-----------------------------------|---------------------------|----------------------------------------------------------------|
| Авдеев В. В. ....           | 154                               | Власова Д. В. ....        | 133                                                            |
| Агафонова Г. В. ....        | 72                                | Власова Н. М. ....        | 193                                                            |
| Адаменко Н. А. ....         | 72, 73, 75                        | Волкова Н. В. ....        | 256                                                            |
| Адериха В. Н. ....          | 29                                | Волков В. И. ....         | 250                                                            |
| Акбашев О. Р. ....          | 77                                | Волочко А. Т. ....        | 38, 179                                                        |
| Алешин Н. П. ....           | 18                                | Волчков В. М. ....        | 95                                                             |
| Алымов М. И. ....           | 31                                | Габельченко Н. И. ....    | 254, 256                                                       |
| Аминов Т. Г. ....           | 259                               | Гавриков А. В. ....       | 19                                                             |
| Антонова М. С. ....         | 50                                | Галигузов А. А. ....      | 154                                                            |
| Анциферов В. Н. ....        | 175                               | Ганин С. В. ....          | 240                                                            |
| Арисова В. Н. ....          | 79, 93                            | Гарибов Г. С. ....        | 182                                                            |
| Артемьев А. А. ....         | 49, 60, 61                        | Гасанов Б. Г. ....        | 184, 186                                                       |
| Арутюнян Л. Г. ....         | 206                               | Гевлич С. О. ....         | 128                                                            |
| Астанин В. В. ....          | 146, 152                          | Гельчинский Б. Р. ....    | 21                                                             |
| Астапов И. А. ....          | 193                               | Герасимова В. И. ....     | 238                                                            |
| Ахунова А. Х. ....          | 267                               | Герасимук А. Э. ....      | 72                                                             |
| Ашурова А. Х. ....          | 81                                | Гетманова М. Е. ....      | 32, 40                                                         |
| Баграташвили В. Н. ....     | 238                               | Глухов И. А. ....         | 68                                                             |
| Баделин А. Г. ....          | 209                               | Голик А. А. ....          | 98, 105                                                        |
| Барболин А. Н. ....         | 109                               | Голубенцев А. В. ....     | 126                                                            |
| Басалай А. В. ....          | 117                               | Голубь А. С. ....         | 29                                                             |
| Бастрыгина С. В. ....       | 177                               | Гордополова Л. В. ....    | 31                                                             |
| Белашкова Ю. А. ....        | 46                                | Гречников Ф. В. ....      | 88                                                             |
| Беликова А. Ф. ....         | 82                                | Григорьева Т. Ф. ....     | 25                                                             |
| Белов А. А. ....            | 254, 256                          | Гриц Н. М. ....           | 182                                                            |
| Белогурова О. А. ....       | 177                               | Громов О. Г. ....         | 235                                                            |
| Белоногов Е. К. ....        | 23, 85                            | Губанов А. А. ....        | 90                                                             |
| Белоусов А. В. ....         | 32                                | Гудкова Ю. Н. ....        | 46                                                             |
| Белоусов А. Л. ....         | 218                               | Гулевич М. А. ....        | 92                                                             |
| Белоусов Г. С. ....         | 32                                | Гульбин В. Н. ....        | 41                                                             |
| Беляков М. О. ....          | 87                                | Гуревич Л. М. ....        | 93, 95, 97, 98, 100, 101, 103, 105,<br>139, 151, 164, 167, 252 |
| Бледнова Ж. М. ....         | 233                               | Гуржий А. С. ....         | 111                                                            |
| Богачева Е. Н. ....         | 249                               | Гуськов М. С. ....        | 119                                                            |
| Богданов А. И. ....         | 159, 160, 162, 164, 166, 167, 169 | Даненко В. Ф. ....        | 151                                                            |
| Богданов А. С. ....         | 129, 131                          | Данильчик И. К. ....      | 117                                                            |
| Богомяков А. С. ....        | 238                               | Дворник М. И. ....        | 188                                                            |
| Бондаренко Ю. И. ....       | 173                               | Денисов И. В. ....        | 106, 147                                                       |
| Боровинская И. П. ....      | 195, 204, 224                     | Дильмухаметова А. М. .... | 152                                                            |
| Бородихин С. А. ....        | 110                               | Дмитриева Т. Г. ....      | 189                                                            |
| Босых М. А. ....            | 34                                | Дмитриев С. В. ....       | 267                                                            |
| Бочарова А. А. ....         | 182                               | Доан Ван Фук. ....        | 240                                                            |
| Бузник В. М. ....           | 250                               | Доброхотова Ж. В. ....    | 19, 238                                                        |
| Букин В. М. ....            | 252                               | Долгов А. А. ....         | 249                                                            |
| Буракова С. Н. ....         | 82                                | Донцов А. И. ....         | 23                                                             |
| Быков А. А. ....            | 131                               | Дрогобужская С. В. ....   | 191                                                            |
| Быков П. А. ....            | 77                                | Дуб В. С. ....            | 116, 230                                                       |
| Вавилова В. В. ....         | 50                                | Дубинина Е. В. ....       | 61                                                             |
| Ваганов-Вилькинс А. А. .... | 141                               | Дубцов Ю. Н. ....         | 49, 60, 272                                                    |
| Ваграмян Т. А. ....         | 90                                | Дурынин В. А. ....        | 109                                                            |
| Викарчук А. А. ....         | 36                                | Евстропов Д. А. ....      | 171, 173                                                       |
| Вирютина Е. Л. ....         | 46                                | Евтухова Т. Е. ....       | 220                                                            |
| Витязь П. А. ....           | 63                                | Елизарова И. Р. ....      | 206, 257                                                       |
| Вихман В. Б. ....           | 129                               |                           |                                                                |

|                         |                      |                         |                                    |
|-------------------------|----------------------|-------------------------|------------------------------------|
| Елсуков С. К. ....      | 120                  | Кочеткова А. С. ....    | 261                                |
| Еремеева Ж. В. ....     | 43, 44, 52, 216, 217 | Краснов А. П. ....      | 29                                 |
| Еременко И. Л. ....     | 238                  | Кротова Л. И. ....      | 238                                |
| Еремин Е. Н. ....       | 110, 111             | Крохалев А. В. ....     | 199, 236                           |
| Ерошенко А. Ю. ....     | 68                   | Крыжанов М. В. ....     | 211                                |
| Ершова Т. Б. ....       | 188, 193             | Крюков Д. Б. ....       | 119, 125                           |
| Ефимов А. Д. ....       | 184, 186             | Куземцев А. Н. ....     | 110                                |
| Ефимов Н. Н. ....       | 19, 238              | Кузьмин В. И. ....      | 120                                |
| Жарков С. М. ....       | 218                  | Кузьмин Е. В. ....      | 122                                |
| Жердицкая Н. Н. ....    | 217                  | Кузьмин С. В. ....      | 87, 122, 199                       |
| Заварцев Н. Ю. ....     | 119                  | Кузьмич Ю. В. ....      | 208                                |
| Зайцев А. В. ....       | 188                  | Кулевич В. П. ....      | 171                                |
| Зайцев А. И. ....       | 113, 131             | Куликов А. П. ....      | 109                                |
| Закоржевский В. В. .... | 195                  | Курганова Ю. А. ....    | 77                                 |
| Зеленина Л. С. ....     | 46                   | Кустова А. Н. ....      | 272                                |
| Земцова К. М. ....      | 103                  | Куцев С. Б. ....        | 34                                 |
| Зерщиков К. Ю. ....     | 114                  | Лебедев А. Г. ....      | 109                                |
| Зима Т. М. ....         | 47, 197              | Леонтьев Л. И. ....     | 21                                 |
| Зорин И. В. ....        | 49, 60               | Ливанова Н. О. ....     | 263                                |
| Зюбан Н. А. ....        | 272                  | Ливанова О. В. ....     | 263                                |
| Иванов И. А. ....       | 230                  | Лиопо В. А. ....        | 25                                 |
| Иванов И. А. ....       | 116                  | Логина М. В. ....       | 202                                |
| Иванов С. А. ....       | 44                   | Логутенко О. А. ....    | 53                                 |
| Иевлев В. М. ....       | 23, 85               | Локшин Э. П. ....       | 235                                |
| Изобелло А. Ю. ....     | 117                  | Лорян В. Э. ....        | 204, 224                           |
| Изотов В. И. ....       | 40                   | Лосев А. С. ....        | 111                                |
| Икконен П. В. ....      | 208                  | Лось И. С. ....         | 123, 125                           |
| Ильинова Т. Н. ....     | 50                   | Лотонина М. Б. ....     | 126                                |
| Илюхин А. Б. ....       | 238                  | Лукин О. А. ....        | 34                                 |
| Илюхин Д. С. ....       | 40                   | Лысак В. И. ....        | 49, 60, 61, 87, 120, 122, 199, 236 |
| Иодковский С. А. ....   | 109                  | Ляхов Н. З. ....        | 25, 53, 67                         |
| Каблов Е. Н. ....       | 13                   | Мазалов Ю. А. ....      | 63                                 |
| Казанский П. Р. ....    | 85                   | Мазура В. Н. ....       | 128                                |
| Казберович А. М. ....   | 182                  | Макарычева Е. В. ....   | 116                                |
| Казуров А. В. ....      | 73, 75               | Максименко А. А. ....   | 23, 85                             |
| Канныкин С. В. ....     | 50                   | Малахо А. П. ....       | 154                                |
| Капустин Р. Д. ....     | 31                   | Малахов А. Ю. ....      | 129, 131                           |
| Карпасюк В. К. ....     | 209                  | Мальгинов А. Н. ....    | 109, 116, 230                      |
| Карпова Е. Ю. ....      | 254                  | Марков С. И. ....       | 109, 116                           |
| Качин А. Р. ....        | 204                  | Маслобоева С. М. ....   | 206, 257                           |
| Кирдянкин Д. И. ....    | 259                  | Маталасова А. Е. ....   | 111                                |
| Киреев С. Ю. ....       | 123                  | Мельник Н. А. ....      | 208                                |
| Киселев Е. Н. ....      | 191                  | Меркулов Д. И. ....     | 209                                |
| Киселев О. С. ....      | 95                   | Мирошникова Е. В. ....  | 93                                 |
| Клевченя Д. И. ....     | 220                  | Мирошниченко М. Н. .... | 212, 214                           |
| Князев А. В. ....       | 131                  | Мисуно П. Н. ....       | 38                                 |
| Кобелева Л. И. ....     | 77                   | Михеев Г. В. ....       | 216                                |
| Колосов В. Н. ....      | 214                  | Михлин Ю. Л. ....       | 218                                |
| Колпаков Н. С. ....     | 41                   | Мишаков Г. В. ....      | 238                                |
| Кормс И. А. ....        | 131                  | Монахов И. С. ....      | 270                                |
| Коротеев П. С. ....     | 19                   | Монахов И. С. ....      | 266                                |
| Коршак Ю. В. ....       | 90                   | Морозов Е. В. ....      | 250                                |
| Костиков В. И. ....     | 52                   | Морозов Ю. Д. ....      | 54                                 |
| Костюченко А. В. ....   | 34                   | Назин П. О. ....        | 70                                 |
| Котов С. А. ....        | 240                  | Нарва В. К. ....        | 43                                 |

|                        |                         |                                |                                                |
|------------------------|-------------------------|--------------------------------|------------------------------------------------|
| Негодяев А. З. ....    | 202                     | Рыжова С. М. ....              | 73                                             |
| Нестеров Д. П. ....    | 235                     | Сабирзянов Н. А. ....          | 144                                            |
| Ниткин Н. М. ....      | 43                      | Савельев Ю. А. ....            | 235                                            |
| Новиков А. И. ....     | 191                     | Сайков И. В. ....              | 31, 129, 131                                   |
| Новоселова Е. Г. ....  | 266, 270                | Сафиуллин А. Р. ....           | 267                                            |
| Новоторцев В. М. ....  | 19, 238                 | Сафиуллин Р. В. ....           | 152, 267                                       |
| Носова Е. А. ....      | 88                      | Сафонов И. А. ....             | 123                                            |
| Овчинников Е. В. ....  | 25                      | Сергеев И. В. ....             | 75                                             |
| Оглезнева С. А. ....   | 175                     | Сигаев А. В. ....              | 236                                            |
| Омаров А. Ю. ....      | 189                     | Симоненко Д. И. ....           | 70                                             |
| Омельченко А. В. ....  | 32                      | Симонов - Емельянов И. Д. .... | 58                                             |
| Орлов В. М. ....       | 191, 211, 212, 214      | Синельников А. А. ....         | 50                                             |
| Пай В. В. ....         | 92                      | Сиротин П. В. ....             | 184, 186                                       |
| Панков В. В. ....      | 252                     | Ситников А. А. ....            | 138, 202, 244                                  |
| Панков С. В. ....      | 252                     | Скачков В. М. ....             | 142, 144                                       |
| Панкратов А. А. ....   | 209                     | Склокина Н. Ф. ....            | 214                                            |
| Панов В. С. ....       | 216, 217                | Скринников Е. В. ....          | 70                                             |
| Пасечник Л. А. ....    | 142, 144                | Слаутин О. В. ....             | 171, 173                                       |
| Патрушева Т. Н. ....   | 218                     | Слобода А. А. ....             | 146                                            |
| Пеев А. П. ....        | 122                     | Слюта Д. А. ....               | 52                                             |
| Первухина О. Л. ....   | 106, 147                | Смирникова Д. В. ....          | 87                                             |
| Первухин Л. Б. ....    | 106, 125, 129, 131, 147 | Смирнов И. С. ....             | 266, 270                                       |
| Перельгин Ю. П. ....   | 123                     | Снежко Н. Ю. ....              | 218                                            |
| Петрова В. Ф. ....     | 128, 272                | Собачкин А. В. ....            | 244                                            |
| Петров Е. В. ....      | 31, 82                  | Соколова Н. В. ....            | 231                                            |
| Петюшик Е. Е. ....     | 220                     | Соколов Г. Н. ....             | 49, 60, 61                                     |
| Пикуль В. В. ....      | 56                      | Солдатенко С. А. ....          | 34                                             |
| Пинчук Т. И. ....      | 220                     | Соловьев Д. М. ....            | 263                                            |
| Плохих А. И. ....      | 133, 135                | Соснов Е. А. ....              | 261                                            |
| Подшибякина Е. Ю. .... | 222                     | Страхов И. С. ....             | 90                                             |
| Поливкин В. В. ....    | 41                      | Судник Л. В. ....              | 63                                             |
| Пономарева И. А. ....  | 93                      | Счастливая И. А. ....          | 147                                            |
| Пономарев М. А. ....   | 224                     | Сычева Г. А. ....              | 65                                             |
| Попова А. А. ....      | 138                     | Сычева С. С. ....              | 272                                            |
| Попова Т. С. ....      | 79, 149                 | Таубе А. О. ....               | 159, 164, 169                                  |
| Попов В. К. ....       | 238                     | Теслина М. А. ....             | 193                                            |
| Попович А. А. ....     | 226                     | Титков А. И. ....              | 53, 67                                         |
| Проничев Д. В. ....    | 100, 101, 103, 139      | Тихов С. Ф. ....               | 220                                            |
| Прохорова Т. Ю. ....   | 212                     | Тихомирова Е. Л. ....          | 235                                            |
| Путырский С. В. ....   | 135                     | Толмачев А. И. ....            | 68                                             |
| Пыхтин А. А. ....      | 58                      | Толстых Д. С. ....             | 116, 230                                       |
| Радченко М. В. ....    | 228                     | Трифонов Ю. Г. ....            | 189                                            |
| Радченко Т. Б. ....    | 228                     | Трудов А. Ф. ....              | 79, 93, 101, 149                               |
| Разумов Н. Г. ....     | 226                     | Трунов М. Д. ....              | 100, 101, 103, 139                             |
| Родионова И. Г. ....   | 113                     | Трыков Ю. П. ....              | 95, 98, 100, 101, 103, 139, 151, 159, 166, 169 |
| Розен А. А. ....       | 125                     | Тупицин М. А. ....             | 199, 236                                       |
| Розен А. Е. ....       | 123, 125                | Тураева Т. Л. ....             | 34                                             |
| Романенков В. Е. ....  | 220                     | Усатый С. Г. ....              | 125                                            |
| Романов А. Е. ....     | 36                      | Федоров А. М. ....             | 147                                            |
| Ромашкин А. Н. ....    | 116, 230                | Фейтуллаев А. Ю. ....          | 128                                            |
| Рошан Н. Р. ....       | 23, 85                  | Филимонов В. Ю. ....           | 202                                            |
| Руденская М. В. ....   | 231                     | Филиппов В. Г. ....            | 54                                             |
| Руденская Н. А. ....   | 231                     | Филиппов Г. А. ....            | 32, 40, 263                                    |
| Руднев В. С. ....      | 141                     | Филиппов Ю. О. ....            | 110                                            |
| Русинов П. О. ....     | 233                     | Фомина И. Г. ....              | 238                                            |
| Рыженков А. В. ....    | 218                     |                                |                                                |

|                        |          |                        |                                                |
|------------------------|----------|------------------------|------------------------------------------------|
| Хазгалиев Р. Г. ....   | 152      | Шевцов Ю. О. ....      | 228                                            |
| Харина И. Л. ....      | 123      | Шегидевич А. А. ....   | 179                                            |
| Харламов В. О. ....    | 199, 236 | Шиманский А. Ф. ....   | 222                                            |
| Харламов П. А. ....    | 120      | Шишков А. В. ....      | 249                                            |
| Хаустов С. В. ....     | 92       | Шморгун В. Г. ....     | 159, 160, 162, 164, 166, 167,<br>169, 171, 173 |
| Хаханов С. Н. ....     | 27       | Шульга Г. И. ....      | 70                                             |
| Холодова Е. М. ....    | 27       | Щепкин И. А. ....      | 109, 230                                       |
| Холькин А. И. ....     | 218      | Щербина О. Б. ....     | 191                                            |
| Цеменко В. Н. ....     | 240      | Эхвая Г. А. ....       | 116, 230                                       |
| Чевская О. Н. ....     | 54       | Юрков Г. Ю. ....       | 250                                            |
| Черезова В. А. ....    | 154      | Юхин Ю. М. ....        | 53, 67                                         |
| Чернышев О. Г. ....    | 131      | Яковлев В. И. ....     | 138, 202, 244                                  |
| Чугунов Е. А. ....     | 87       | Яковлев И. В. ....     | 92                                             |
| Шабалов И. П. ....     | 54, 263  | Ястребов В. М. ....    | 100, 101, 139                                  |
| Шабельская Н. П. ....  | 242      | Яценко С. П. ....      | 142, 144                                       |
| Шабунина Г. Г. ....    | 259      | Hammond J. S. ....     | 265                                            |
| Шаповалов В. А. ....   | 29       | Moskvicheva M. V. .... | 265                                            |
| Шарипзянова Г. Х. .... | 43       | Paul D. F. ....        | 265                                            |
| Шаркеев Ю. П. ....     | 68       | Wolfgang Betz ....     | 265                                            |
| Шатульский А. А. ....  | 126      |                        |                                                |
| Шевич Ю. А. ....       | 156      |                        |                                                |

Научное издание

**НОВЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ  
И ТЕХНОЛОГИИ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ  
НПМ-2014**

Сборник научных трудов  
VI Международной конференции

Волгоград, 16–18 сентября 2014 г.

Ответственный за выпуск С. В. Кузьмин  
Компьютерная верстка С. В. Хаустов

Темплан 2014 г., поз. № 30н.  
Подписано в печать 01.08.2014. Формат 60х84 1/16.  
Бумага офсетная. Гарнитура Arial. Печать офсетная.  
Усл. печ. л. 16,16. Тираж 230 экз. Заказ №

Волгоградский государственный технический университет.  
400005, Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 1.

Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ  
400005, Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.