

*На правах рукописи*



МИХЕЕВ Роман Сергеевич

**ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПОКРЫТИЯ С ПОВЫШЕННЫМИ  
ТРИБОТЕХНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ  
МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ**

Специальность 05.16.06

«Порошковая металлургия и композиционные материалы»

Автореферат  
диссертации на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Москва - 2018 год

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)

Научный консультант: член-корр. РАН, доктор технических наук  
**Колмаков Алексей Георгиевич**  
ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

Официальные оппоненты: член-корр. РАН, доктор технических наук, профессор  
**Карпов Михаил Иванович**  
ФГБУН Институт физики твердого тела РАН, заведующий лабораторией Материаловедения

доктор технических наук, профессор  
**Левашов Евгений Александрович**  
ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», заведующий кафедрой Порошковой металлургии и функциональных покрытий

доктор технических наук  
**Логачева Алла Игоревна**  
АО «Композит», начальник отделения Металлических материалов и металлургических технологий

Ведущая организация: **АО «Корпорация «Московский институт теплотехники»**

Защита состоится 21 ноября 2018 года в 14 часов на заседании диссертационного совета Д 002.060.02, созданного на базе ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН) по адресу: 119334, г. Москва, Ленинский пр., 49. БКЗ.

С диссертацией можно ознакомиться в технической библиотеке ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова и на сайте ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru>.

Отзывы на автореферат диссертации (в двух экземплярах, заверенные печатью) просьба отправлять по адресу: 119334, г. Москва, Ленинский пр., 49, Диссертационный совет Д 002.060.02. Копии отзывов в электронном виде направлять по e-mail: [kalash.ds@mail.ru](mailto:kalash.ds@mail.ru)

Автореферат разослан «   » \_\_\_\_\_ 2018 г.

Ученый секретарь диссертационного совета доктор технических наук



Калашников И. Е.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность проблемы.** В рамках Национальной технологической инициативы (НТИ) предусматривается создание новых материалов и новых аддитивных технологий. Одним из перспективных путей реализации этих направлений является разработка новых композиционных материалов (КМ) и технологий их получения. Анализ публикаций отечественных и зарубежных исследователей, показал, что надежность и работоспособность машин и механизмов в значительной мере определяется безотказным функционированием трибосопряжений. Среди КМ триботехнического назначения наибольший интерес благодаря оптимальному сочетанию свойств (физических, механических, технологических и эксплуатационных) представляют композиции с матрицами из цветных металлов и дисперсными наполнителями разного типа.

Вопросами, связанными с разработкой составов, технологий изготовления, а также изучением свойств новых дисперсно-наполненных металломатричных КМ занимались известные отечественные и зарубежные исследователи, в том числе: Н.П. Алешин, Е.Н. Каблов, Ю.В. Цветков, Г.С. Бурханов, М.Х. Шоршоров, Т.А. Чернышова, Б.И. Семенов, Л.Р. Вешняков, А.Д. Шляпин, Ю.А. Курганова, И.Е. Калашников, А.Г. Колмаков, П.А. Витязь, V. Kevorkijan, P. Rohatgi, A.E. Karantzalis, A. Mortensen, A.R. Kennedy, A.T. Alpas, M.K. Surappa, S.C. Sharma и др. С их участием были разработаны и исследованы системы КМ широкой номенклатуры: Al-C, Sn-C, Mg-C, Al-B, Mg-B, Al-SiC, Sn-SiC, Mg-SiC, Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al-B<sub>4</sub>C, Mg-B<sub>4</sub>C, Al-TiB<sub>2</sub>, Al-TiC и др. Результаты проведенных работ свидетельствуют о перспективности применения таких материалов в различных отраслях промышленности (нефтедобывающей и химической, энергетической и транспортной, гражданском и оборонном машиностроении и многих других). Повышенные значения удельной прочности и жесткости подобных КМ при сохранении высокой демпфирующей способности, электро- и теплопроводности, малого удельного веса, низких значений коэффициента трения, а также высокой износо- и задиростойкости в широком диапазоне температур обеспечивают снижение массы изделий и расходов на эксплуатацию при одновременном повышении надежности и ресурса работы.

Однако наибольший эффект можно ожидать от применения дисперсно-наполненных КМ в узлах трения скольжения различного оборудования, поскольку количество преждевременных отказов машин и механизмов по причине износа в результате трения достигает высоких значений. Например, в турбостроении - 50% в газовых и 25% в паровых турбинах; в насосостроении - около 70%, а в наземных и водных транспортных средствах - около 80 и 35%, соответственно. Узлы трения или трибосопряжения, применяемые в технике, имеют широкую номенклатуру по конструктивному исполнению и представляют собой как металлические, так и биметаллические конструкции: например, втулки, вкладыши или колодки подшипников скольжения. Причем в узлах трения работают преимущественно поверхностные слои, повреждение

которых вследствие износа приводит к возникновению аварийных ситуаций. Кроме того, во многих случаях процесс изготовления из КМ массивных деталей с макрооднородной структурой оказывается технологически сложным и не оправданным экономически. Поэтому чрезвычайно важным и перспективным научным направлением, отвечающим современным требованиям, является создание функционально-градиентных слоистых композиций с повышенными триботехническими свойствами на базе конструкционных сталей и сплавов с поверхностными рабочими слоями из КМ на основе цветных металлов. Это позволит значительно сократить затраты на изготовление, а также предоставит возможность проведения восстановительных ремонтов в процессе эксплуатации изделий из подобных материалов. Однако опыт получения и применения таких КМ в трибосопряжениях является в нашей стране довольно ограниченным.

**Цель работы** заключается в разработке научных основ технологий формирования новых функционально-градиентных слоистых композиций и покрытий из КМ на основе алюминия, олова и их сплавов, обладающих повышенными триботехническими свойствами.

Для достижения указанной цели были поставлены и решены **следующие задачи**:

1. Разработать новые КМ на основе алюминия, олова и их сплавов для покрытий, обладающих повышенными триботехническими свойствами.
2. Разработать научно-технологические основы процесса нанесения композиционных покрытий триботехнического назначения методами наплавки для изготовления функционально-градиентных слоистых композиций системы КМ/промежуточный слой/подложка.
3. Разработать технологию модифицирующей обработки поверхности КМ на основе цветных металлов высококонцентрированными источниками энергии (электрической дугой в магнитном поле, лазерным излучением).
4. Исследовать поведение новых функционально-градиентных слоистых композиций на основе разработанных покрытий в условиях трения и износа.
5. Реализовать разработанные технологические процессы и опробовать КМ новых составов при изготовлении изделий, применяемых в конструкциях машин и механизмов.

**Научная новизна** заключается в развитии нового научного направления - создание функционально-градиентных слоистых композиций с повышенными триботехническими свойствами на базе конструкционных сталей и сплавов с поверхностными рабочими слоями из КМ на основе цветных металлов.

1. Впервые предложены и реализованы методы синтеза новых функционально-градиентных слоистых композиций процессами дуговой и плазменно-порошковой наплавки, а также модифицирующей обработкой поверхности изотропных материалов высококонцентрированными источниками энергии. Показано, что технологические свойства (литейные свойства, свариваемость, деформируемость и др.) разработанных новых КМ на основе

алюминия, олова и их сплавов систем Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Sn-Cu, Sn-Sb-Cu, содержащих в качестве наполнителей микронные частицы карбида кремния (SiC), карбида титана (TiC), оксида алюминия (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), интерметаллидов системы Al<sub>x</sub>Ti<sub>y</sub>, серебристого графита (C), а также субмикронные частицы бора (B), карбида бора (B<sub>4</sub>C), углеродные нанотрубки и порошки модифицированной шунгитовой породы, позволяют изготавливать из них наплавочные материалы и получать покрытия на подложках из низкоуглеродистой стали или сплавов алюминия.

2. Выявлены закономерности поведения новых функционально-градиентных слоистых композиций с покрытиями из КМ в условиях трения и износа. Показана возможность обеспечения нормального протекания в установившемся режиме процессов трения и износа в широком диапазоне параметров трибонагружения за счет влияния на размеры образующихся интерметаллидных фаз и дисперсность элементов литой структуры покрытий, а также за счет влияния на межфазное взаимодействие по поверхностям раздела между модифицирующими добавками, армирующими и интерметаллидными частицами, и матричным расплавом.

3. Определены закономерности образования и роста интерметаллидов при контакте матричного расплава с материалом подложки или интерметаллидами системы Al-Fe при нанесении композиционных покрытий на стальные основания. Для процесса дуговой наплавки с полным проплавлением предварительно нанесенного на поверхность стали промежуточного алюминиевого слоя предложен механизм образования интерметаллидного слоя отличительной особенностью которого является контакт алюмокремниевого расплава не с поверхностью стали, а с имеющимся на границе раздела интерметаллидным слоем системы Fe-Al. Показано, что при сплошном интерметаллидном слое по всей его поверхности происходит рост с меньшей скоростью новых интерметаллидов системы Fe-Al-Si, в то время как дискретный интерметаллидный слой разрушается и не оказывает влияние на кинетику их образования.

4. Установлена возможность для разработанных материалов почти на порядок повысить дисперсность матриц без деградации армирующих частиц за счет модифицирующей обработки электрическим дуговым разрядом в магнитном поле или лучом лазера. Результатом модифицирующей обработки является повышение твердости и износостойкости поверхностных слоев на 20-40% и в 1,5-2 раза, соответственно.

5. Раскрыто влияние термического воздействия процесса дуговой наплавки покрытий при синтезе функционально-градиентных слоистых композиций на характеристики интерметаллидного слоя по границе раздела сталь-алюминий. В частности, впервые теоретически и экспериментально определена критическая температура нагрева (803 К) дискретного интерметаллидного слоя, превышение которой приводит к снижению уровня адгезионной прочности композиций из-за образования и роста в твердой фазе интерметаллидов в свободных от «оплавов» зонах на границе раздела. Показано, что прочностные характеристики таких

композиций определяются не только значением толщины интерметаллидного слоя, но и его характером. Установлено, что адгезионная прочность наплавленного на сталь алюмокремниевого покрытия при дискретном слое в два раза выше по сравнению со сплошным слоем интерметаллидов. Данная закономерность сохраняется и в случае превышения значений средней толщины дискретного слоя по сравнению со сплошным слоем интерметаллидов.

### **Практическая ценность работы.**

1. Разработаны новые составы и технологии, а также изготовлено оборудование для получения наплавочных материалов в виде прутков и гранул из КМ на основе алюминия и олова, позволяющих формировать функционально-градиентные слоистые композиции с повышенными триботехническими характеристиками (увеличение износостойкости до 10 раз, снижение коэффициента трения на 60% по сравнению с традиционными антифрикционными сплавами АО20-1 и Б83) процессами дуговой и плазменно-порошковой наплавки (патенты №2361710 от 12.02.2008 г., №2585588 от 11.12.2014 г.).

2. Установлена и обоснована взаимосвязь для разработанных наплавочных КМ и покрытий из них между составом матричного сплава, долей, размером и типом наполнителя, и их технологическими свойствами. В частности, для достижения требуемого качества формирования покрытий из КМ на основе алюминия несимметричность поперечного сечении наплавленных на наклонную плоскость валиков должна превышать 1,65. Количество наполнителя минимального размера (14 мкм) в наплавочных материалах не должно превышать 10 масс.%, а содержание кремния в матричном алюминиевом сплаве должно составлять (11-13) масс.%. Установлено, что для обеспечения сплошности изготовленных методом экструзии наплавочных материалов из КМ на основе олова доля наполнителя в них не должна превышать 5 масс.%. Показано, что субмикронные частицы меди, образующиеся в результате функционализации на поверхности углеродных нанотрубок, являются дополнительными активными очагами взаимодействия и схватывания при изготовлении композиционных гранул.

3. Определены новые схемы и технологические параметры режимов дуговой и плазменно-порошковой наплавки, обеспечивающие получение покрытий, обладающих композиционной структурой с заданной долей армирования и распределением наполнителя.

4. Впервые предложена и верифицирована математическая модель процесса дуговой наплавки, учитывающая теплофизические свойства промежуточного алюминиевого, а также диффузионного слоя, состоящего из интерметаллидов системы Fe-Al, и позволяющая с погрешностью до 8% определять температуру нагрева в любой точке образца при наплавке на сталь алюмоматричных КМ с частичным проплавлением промежуточного слоя. Разработан расчетный метод определения минимального значения толщины промежуточного алюминиевого

слоя, обеспечивающего отсутствие падения прочности функционально-градиентных сталеалюминиевых композиций.

5. Определены новые схемы и технологические режимы модифицирующей обработки КМ высококонцентрированными источниками энергии - дуговым разрядом в магнитном поле и лучом лазера, позволяющие повысить дисперсность матрицы в поверхностном слое в 5-10 раз, увеличить твердость на 20-40%, износостойкость в 1,5-2 раза.

6. Основные положения диссертационной работы применены при разработке и промышленной апробации технологий изготовления, и ремонта изделий из КМ новых составов на ООО НПФ «УралМеталлГрафит» (ООО НПФ «УМГ»), ООО «Аттестационный центр городского хозяйства» (ООО «АЦГХ»), ООО «НПП КУРС», ООО «НефтеГазМонтаж», ООО «ПК. Борец» «Центр разработки нефтедобывающего оборудования» (ЦРНО) и ООО ТДВ «Евразия», что подтверждено соответствующими протоколами, актами и справками.

Из разработанных КМ системы Al-TiC на предприятии ООО НПФ «УМГ» изготовлена опытно-промышленная партия вкладышей подшипника электродвигателя, применение которой в производстве позволило повысить эксплуатационные характеристики деталей при сохранении требований к их качеству и надежности.

Из разработанных КМ системы Sn-Sb-Cu-SiC изготовлены и опробованы в условиях ООО ТДВ «Евразия» опытные втулки Tr 30x3 винтовой направляющей электромеханической системы перемещения в горизонтальной плоскости установки механизированной продольной газокислородной резки труб и тройников.

В рамках Программы «Разработка и апробация новых алюмоматричных композиционных материалов в узлах трения нефтедобывающего оборудования» на предприятии ООО «ПК. Борец» ЦРНО проведены стендовые испытания деталей, изготовленных из разработанных КМ систем Al-SiC и Al-TiC. Детали, выполненные из предложенных КМ, характеризуются уровнем несущей способности, достаточным для их применения в качестве элементов электрических центробежных насосов для добычи нефти.

Разработаны комплекты конструкторской документации для изготовления наплавочных материалов из КМ на основе алюминия и олова на базе ООО «АЦГХ». Наплавочные прутки из КМ на основе алюминия опробованы на предприятиях ООО «НПП КУРС» при ремонте редукторных механизмов, а также на ООО «НефтеГазМонтаж» при ремонте биметаллических вкладышей сталь-алюминий подшипников скольжения электродвигателя АО 2-20-83-12У1.

**Достоверность** полученных в диссертации результатов обеспечена применением комплекса современных теоретических, расчетных и экспериментальных методов исследования. Интерпретация результатов, полученных в настоящей работе, базируется на современных представлениях о смачивании и структуре поверхностей раздела, межфазном взаимодействии, структурно-фазовом составе и свойствах КМ, механизмах трения и изнашивания. Теоретические и расчетные положения согласуются с

экспериментальными данными, в том числе результатами других авторов, и подтверждены успешной реализацией разработанных методик и технологий при производстве и опробовании деталей из функционально-градиентных слоистых композиций.

**Апробация работы.** Основные результаты работы доложены и обсуждены на 33 конференциях, семинарах, симпозиумах и форумах в том числе: Российская ежегодная конф. молодых научных сотрудников и аспирантов с международным участием "Физико-химия и технология неорганических материалов" (Москва, 2006, 2007, 2008, 2009, 2010, 2017 г.); Всероссийской конф. по наноматериалам НАНО-2007 и НАНО-2013 (Новосибирск, 2007 г., Звенигород, 2013 г.); IX-ый Российско-Китайском симп. «Новые материалы и технологии» (Астрахань, 2007 г.); Междунар. конф. «Junior Euromat» (Швейцария, Лозанна, 2008, 2014 г.); V Междунар. конф. «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий» (Украина, Жуковка, 2008 г.); Науч.-техн. конф. с участием иностранных специалистов «Трибология - Машиностроению» (Москва, 2008, 2016 гг.); VI Междунар. конф. «Теория и практика технологии производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов» (Москва, 2009 г.); VI Междунар. конф. «High Temperature Capillarity-2009» (Греция, Афины, 2009 г.); II Междунар. форуме по нанотехнологиям (Москва, 2009 г.); IX Междунар. науч. конф. «Трибология и надежность» (Санкт-Петербург, 2009 г.); III, VI Междунар. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 2009, 2015 г.); X Китайско-Российском симп. «Новые материалы и технологии» (КНР, Дзясин, 2009 г.); Междунар. конф. «Fundamentals of Laser Assisted Micro- and Nanotechnologies» (FLAMN-10) (Санкт-Петербург, 2010 г.); Европейском симп. «European symposium on Friction, Wear and Wear protection» (Германия, Карлсруэ, 2014 г.); XII Междунар. конф. по наноструктурным материалам «NANO 2014», (Москва, 2014 г.); Конф., посвященной 110-летию со дня рождения д.т.н. М.В. Поплавко-Михайлова «Технологии сварки плавлением новых конструкционных материалов», (Москва, 2014 г.); Междисциплинарном науч. форуме «Новые материалы. Дни науки» (Санкт-Петербург, 2015 г.); 17-ом Междунар. науч.-техн. сем. «Современные проблемы производства и ремонта в промышленности и на транспорте» (Украина, Свалява, 2017 г.).

**Публикации.** По теме диссертации опубликовано 78 печатных работ, в числе которых 1 монография, 2 патента на изобретения, а также 31 статья в журналах, рекомендованных ВАК РФ.

**Структура и объем диссертации.** Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, общих выводов, списка литературы из 347 наименования, изложена на 442 страницах машинописного текста, содержит 206 рисунков, 66 таблиц.



## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** обоснована актуальность выбранного направления исследования, сформулирована его цель, приведена общая характеристика работы с указанием новизны и практической значимости ее результатов.

**В первой главе** рассмотрены современные КМ триботехнического назначения на основе цветных металлов и проанализированы возможные технологические подходы к формированию структуры и свойств покрытий из них.

Характеристики трибосопряжений во многом определяются применяемыми антифрикционными материалами в качестве которых широко используют сплавы на основе алюминия, меди, олова или свинца. Среди них наибольшим потенциалом по критериям стоимости и удельных характеристик обладают алюминиевые сплавы, а по критерию массового применения в промышленности - материалы на основе олова, поскольку они характеризуются хорошей прирабатываемостью и минимальными значениями коэффициента трения. Однако уровень служебных характеристик существующих антифрикционных материалов достиг предельных максимальных значений, и потенциал их дальнейшего совершенствования за счет легирования или специальной обработки себя исчерпал. Поэтому единственным перспективным и эффективным способом улучшения эксплуатационных свойств и снижения стоимости изделий из антифрикционных материалов является применение принципиально новых функционально-градиентных слоистых композиций с покрытиями из дисперсно-наполненных КМ.

Приведены общие сведения о КМ на основе цветных сплавов и показано, что в качестве наполнителей для них применяют высокомодульные нитевидные кристаллы, частицы и короткие волокна керамики, например, SiC, TiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>4</sub>C и др., имеющие высокие механические свойства, а также для осуществления режимов самосмазывания - углеродсодержащие материалы, разной дисперсности.

Рассмотрены механические и триботехнические характеристики дисперсно-наполненных КМ и влияние на них способа изготовления. Показано, что максимальный уровень свойств объемно-армированных (изотропных) КМ обеспечивают жидкофазные способы изготовления. Полученные КМ обладают не только высокими характеристиками прочности и жесткости, но и рекордной износо- и задиростойкостью в широком интервале температур, низкими значениями коэффициента трения, что позволяет считать их альтернативой традиционным антифрикционным сплавам.

На данный момент реализация высоких потенциальных возможностей применения новых дисперсно-наполненных КМ на основе цветных металлов в качестве рабочих покрытий трибоузлов сдерживается отсутствием комплексных научных исследований о закономерностях формирования их структуры и свойств, определяющих выбор перспективных технологий изготовления изделий из функционально-градиентных слоистых композиций с необходимыми физико-механическими и эксплуатационными свойствами.

Выбор технологических вариантов создания покрытий из КМ, обладающих необходимой структурой и заданными свойствами, определяется результатами исследования физико-химических процессов, протекающих при синтезе, а также при предварительной и последующей обработке формируемых материалов. Не менее важным является получение и учет детальной информации о термодинамической и кинетической совместимости наполнителя и матрицы, а в ряде случаев (например при нанесении покрытий из алюмоматричных КМ на основания из низкоуглеродистой стали) - между матрицей и материалом подложки, поскольку именно этим во многом определяется уровень достигаемых свойств и характеристик новых материалов. Основными показателями совместимости являются смачивающая и реакционная способность, определяющие качество межфазной связи или адгезию между компонентами и поэтому оказывающие значительное влияние на эксплуатационные свойства функционально-градиентных композиций. Причем наиболее прочная химическая связь устанавливается при развитии между компонентами межфазных реакций и образовании новых химических продуктов, которые в большинстве случаев приводят к деградации наполнителя и потере или снижению уровня свойств композиционных покрытий. Поэтому решение данной проблемы явилось одной из задач диссертационного исследования.

Среди рассмотренных методов создания функционально-градиентных слоистых композиций по критериям: производительности, универсальности, экономичности, уровня внедрения и доступности в промышленности, выделены процессы дуговой и плазменно-порошковой наплавки, позволяющие за счет послойного синтеза осуществлять формирование структуры и свойств композиционных покрытий. Другим методом изменения структуры и свойств поверхностных слоев гетерофазных материалов является модифицирующая обработка поверхности готовых изделий высококонцентрированными потоками энергии (лучом лазера, плазмой и др.). Однако, опыт применения указанных технологических процессов для получения функционально-градиентных композиций трибологического назначения в настоящее время весьма ограничен, несмотря на очевидные перспективы такой обработки.

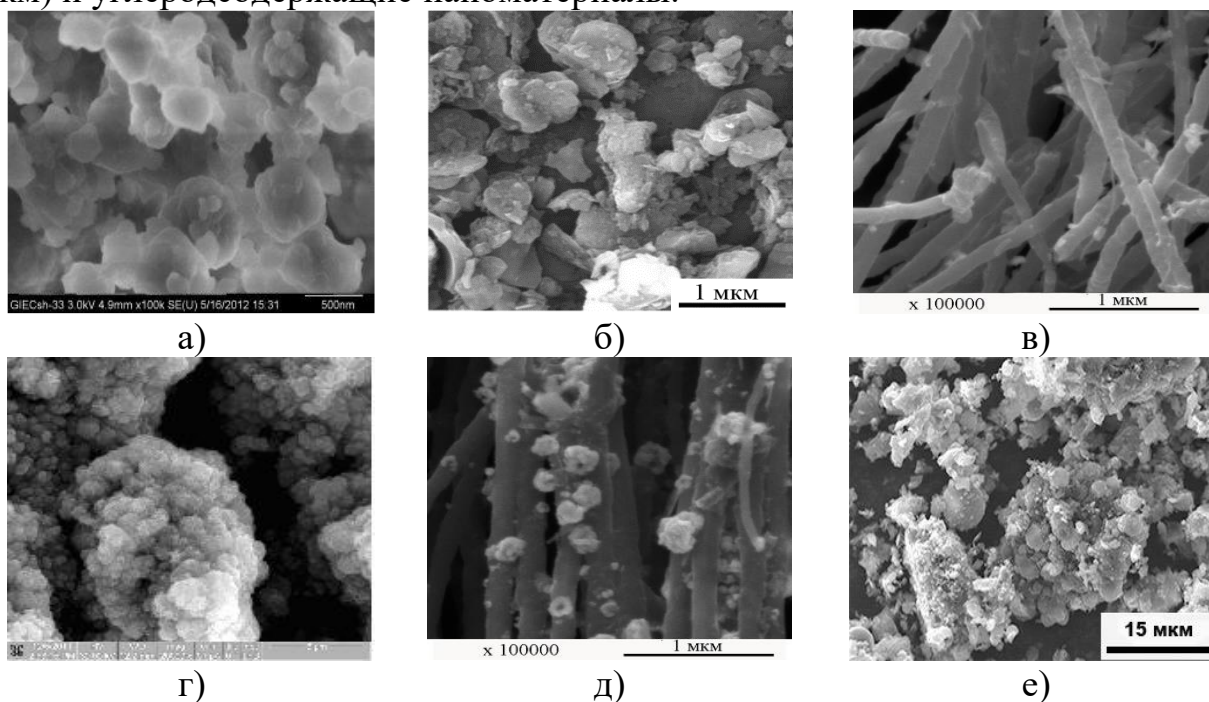
**Во второй главе** описаны использованные материалы и методы исследования.

Для изготовления КМ и покрытий на их основе применяли промышленные стандартные марки сплавов алюминия и олова; частицы карбидов, оксидов, интерметаллидов, а также углеродсодержащие наноматериалы разной степени графитизации. Материалами подложек при формировании функционально-градиентных слоистых композиций служили низкоуглеродистые стали и алюминиевые сплавы.

Были изготовлены КМ и покрытия из них с матрицами из алюминиевых сплавов систем: Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Sn-Cu, а также оловянных баббитов системы Sn-Sb-Cu. Армирующими наполнителями служили частицы: карбида кремния зеленого ( $\alpha$ -SiC, марка 64С по ГОСТ 26327) размером 14, 28, 40 мкм; карбида титана (TiC) фракции 15-20,  $\leq 40$ , 40-100 мкм (ТУ 14-22-

57-92), изготовленные химическим гидридно-кальциевым способом на предприятии ООО «Метсинтез» и оксида алюминия ( $Al_2O_3$ , 40 мкм). Наряду с керамическими частицами применяли порошки титана марки ТПП 5 ( $\leq 100$ , 630-1000 мкм) с целью формирования в химической экзотермической реакции in-situ интерметаллидов ( $Al_xTi_y$ ), а также как сухую смазку использовали порошки серебристого графита (15, 100-400 мкм).

В качестве модифицирующих наполнителей (рис.1) применяли субмикронные неметаллические частицы бора ( $\leq 500$  нм), карбида бора  $B_4C$  ( $\leq 1$  мкм) и углеродсодержащие наноматериалы.



**Рис.1.** Модифицирующие наполнители КМ: частицы бора (а), карбида бора (б), УНТ-П (в), УНТ-С (г), УНТ-М (д), модифицированная шунгитовая порода (е).

Углеродные нанотрубки были получены в результате совместной работы с сотрудниками ВлГУ (д.т.н. В.Е. Ваганов). Многослойные углеродные нанотрубки (УНТ-П) диаметром 30-40 нм и длиной 1-3 мкм были синтезированы методом каталитического пиролиза смеси пропан-бутан на катализаторе  $NiO/MgO$  при температурах 873-923 К (рис.1,в).

Для увеличения уровня адгезионной связи матричного материала с графеновыми поверхностями, а также дополнительного упрочнения сформированной интерметаллидной  $\gamma$ -фазой ( $Cu_3Sn$ ) были изготовлены модифицированные УНТ с функционализированной медью поверхностью. Углеродные нанотрубки (УНТ-С), полученные прямым синтезом на поверхности медного порошка размером 5-10 мкм в отсутствие каталитических частиц при температуре 873-923 К, имели диаметр 20-30 нм и длину 3-5 мкм и представляли собой образования в виде темных облаков на поверхности частично оплавленных и спекшихся порошинок меди (рис.1,г).

Газофазная функционализация термическим разложением формиата меди на поверхности УНТ-П в среде аргона позволяла синтезировать углеродные

нанотрубки (УНТ-М) диаметром 30-40 нм и длиной 1-3 мкм с поверхностью, декорированной субмикронными медьсодержащими частицами (рис.1,д). Согласно данным рентгенофазового анализа в составе медьсодержащих частиц присутствуют медь ( $\geq 98$  масс.%), закись ( $\text{Cu}_2\text{O}$ ) и окись ( $\text{CuO}$ ) меди ( $\leq 2$  масс.%).

Другим углеродсодержащим материалом, опробованным в качестве модификатора, были природные наполнители из шунгитовых пород, содержащие углерод в форме гиперфуллереновых полых сферических или эллипсоидных частиц (рис.1,е). Добываемую и измельченную ООО НПК «Карбон-шунгит» породу (ТУ 88-003-90) модифицировали для увеличения доли углерода с фуллереноподобной структурой в Институте геологии Карельского НЦ РАН (д.г.-м.н. В.В. Ковалевский).

Исследование структуры литых, наплавленных и модифицированных КМ проводили с использованием средств оптической, растровой и сканирующей электронной микроскопии, методов рентгенофазового и рентгеноспектрального анализа. Для обработки изображений микроструктур и количественной оценки размеров структурно-фазовых составляющих применяли программные продукты Qwin и ImageJ. Однородность распределения наполнителя в матрице оценивали по методу мозаик Дирихле.

Математическое моделирование процесса дуговой наплавки осуществляли в программном комплексе (ПК) «СВАРКА», разработанном на кафедре «Технологии сварки и диагностики» МГТУ им. Н.Э. Баумана. Регистрацию температур в контрольных точках образцов для верификации математической модели осуществляли контактным методом с применением термопар хромель-алюмель (тип К) диаметром 0,3 мм.

Механические свойства образцов оценивали по результатам испытаний на статическое сжатие по ГОСТ 25.503, измерений твердости (НВ) и микротвердости (HV) по ГОСТ 9012 и ГОСТ 9450, соответственно. Адгезионную прочность покрытий определяли при испытаниях на отрыв и срез согласно РД 31.28.09 и ОСТ 92-8629, соответственно. В качестве неразрушающего метода оценки упругих характеристик образцов (модуля Юнга, модуля сдвига, коэффициента Пуассона) применяли лазерный оптико-акустический метод (д.ф.-м.н. А.А. Карабутов и к.ф.-м.н. Н.Б. Подымова, МГУ им. М.В. Ломоносова), отличающийся от традиционных ультразвуковых методов возможностью эффективного возбуждения мощных зондирующих акустических импульсов субмикросекундной длительности.

Триботехнические свойства образцов определяли в условиях сухого трения скольжения, характерных для экстремальных случаев эксплуатации трибоузлов, и, поэтому, определяющих их работоспособность. Для этого на установках CERT UMT Multi-Specimen Test System и МТУ-01 (ТУ 4271-001-29034600-2004) были реализованы схемы трибоконтакта («палец-диск» и «штулка по диску»), главные отличия между которыми заключались в условиях теплоотдачи, определяющих температуру и физико-химические процессы в зоне трения. Выбранные параметры трибологических испытаний (удельное давление от 0,2 до 4,4 МПа,

окружная скорость скольжения от 0,39 до 1,0 м/с) находятся в диапазоне параметров нагружения узлов трения современной техники.

Поведение образцов при сухом трении скольжения оценивали по величине объемной и массовой интенсивности изнашивания ( $I_v$ ,  $I_m$ ), коэффициенту трения ( $f$ ), коэффициенту изнашивания ( $K$ ), характеризующему вероятность отделения частиц износа при трении, и коэффициенту стабильности процесса трения ( $\alpha_{ст}$ ), характеризующему уровень вибраций и шума достигаемые при трении.

**В третьей главе** приведены результаты исследований по изготовлению наплавочных композиционных материалов триботехнического назначения на основе цветных металлов.

Одним из главных факторов, ограничивающих до настоящего времени широкое применение процессов нанесения покрытий из КМ для изготовления функционально-градиентных слоистых композиций, является отсутствие соответствующих наплавочных материалов, удовлетворяющих зачастую противоречащим требованиям. Состав таких материалов должен обеспечивать, с одной стороны, высокие триботехнические свойства, а с другой технологичность при изготовлении наплавочных материалов требуемой формы и размеров, а также при формировании бездефектных покрытий. Поэтому создание составов и разработка технологий изготовления наплавочных материалов являлись важными задачами, решение которых необходимо для успешной реализации процессов нанесения композиционных покрытий.

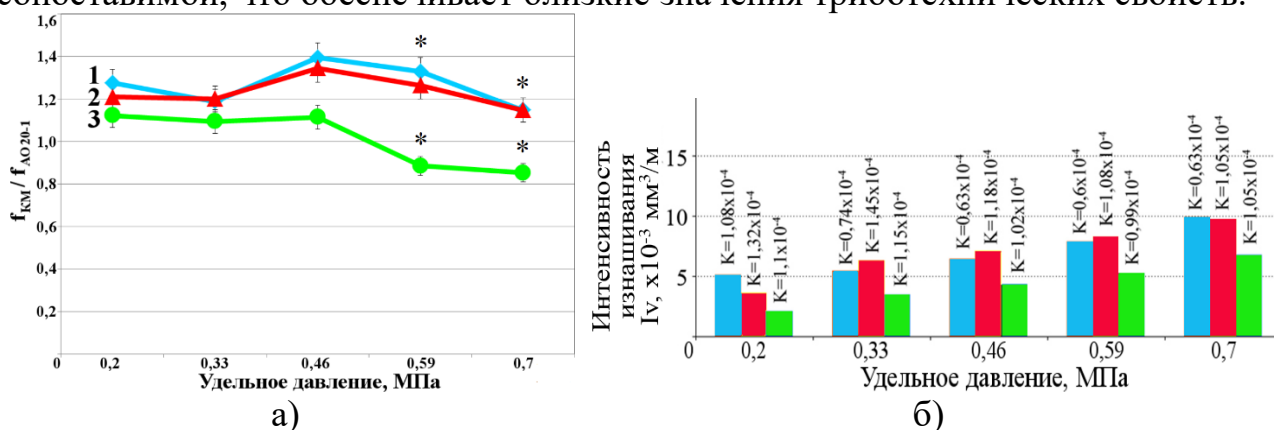
Критерии выбора состава наплавочных КМ. Согласно современным представлениям, работоспособность гетерофазных материалов является интегральной характеристикой, зависящей от физико-химических свойств фаз, составляющих материалы, и их соотношения. Поэтому с целью выбора составов наплавочных материалов, обеспечивающих высокий уровень триботехнических свойств покрытий, определяли влияние на них структурных факторов (состава матричного сплава, доли, размера и типа наполнителя) по результатам лабораторных и стендовых испытаний на трение и износ изотропных КМ.

КМ на основе алюминия. Для изготовления изотропных образцов были разработаны технологии жидкофазного совмещения дискретных наполнителей и матричных расплавов. Установлены параметры механического замешивания армирующих частиц и введения порошковых композиционных брикетов в матричные расплавы, позволяющие получить КМ, содержащие наполнитель разного типа с контролируемым уровнем межфазной связи.

Результаты испытаний на трение и износ КМ на основе сплавов систем Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Sn-Cu, существенно отличающихся по уровню прочности, показали, что наименьшие значения интенсивности изнашивания и коэффициента трения имеют образцы с матрицей из наиболее прочных сплавов (рис.2). Это позволяет рекомендовать для композиционных покрытий в качестве матричного литейный сплав АК12М2МгН, широко применяемый в промышленности. Увеличение доли наполнителя приводит к снижению интенсивности и коэффициента изнашивания, расширению диапазонов трибонагружения и повышению устойчивости процесса трения (меньшему

разбросу значений момента трения) КМ. При этом в результате образования на контактных поверхностях переходного слоя собственный износ контртела в паре с разработанными КМ незначителен.

Определено, что размер частиц наполнителя приобретает особое значение в области малых удельных давлений (до 0,46 МПа), где велика доля абразивного изнашивания и меньшие по размеру частицы легче выкрашиваются из матрицы, а толщина переходного слоя недостаточна для защиты поверхности образцов от изнашивания. При дальнейшем увеличении удельного давления (более 0,46 МПа) толщина образованного на контактирующих поверхностях переходного слоя в КМ, армированных отличающимися по размеру частицами, становится сопоставимой, что обеспечивает близкие значения триботехнических свойств.

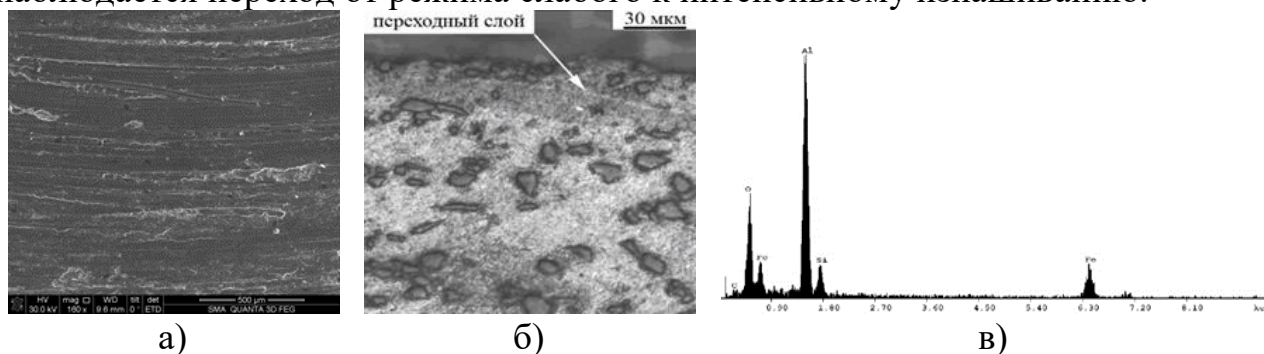


**Рис.2.** Зависимость приведенного коэффициента трения (а), интенсивности и коэффициента изнашивания (б) от удельного давления для КМ, упрочненных 10 масс.%TiC<sub>(40-100)</sub>. Состав матричных сплавов: АО20-1 (1); АК12 (2); АК12М2МгН (3). \* - значение  $f_{AO20-1}$  при удельном давлении 0,46 МПа.

Для раскрытия влияния типа наполнителя на триботехнические свойства КМ сопоставляли результаты испытаний на трение и износ образцов с разным наполнителем. Установлено, что вследствие разницы в прочностных характеристиках эффект от армирования керамическими частицами, например, TiC (3200 HV), SiC (2800 HV), заметно больше, чем от частиц интерметаллидов Al<sub>3</sub>Ti (700 HV), даже в случае большей массовой доли последних (при  $p=0,7$  МПа:  $I_v$  для A99 + 5,4 масс.%Al<sub>3</sub>Ti и A99 + 2 масс.%TiC составляет  $51,4 \times 10^{-3}$  и  $28,6 \times 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{м}$ , соответственно). Причем керамические частицы с большей долей металлической составляющей связи, к числу которых относятся TiC, являются предпочтительными, поскольку обеспечивают лучшие прочностные свойства КМ и более прочную межфазную связь между материалом матрицы и наполнителем, определяющие соотношение механизмов изнашивания: механического (абразивного, усталостного) или молекулярно-механического (адгезионного).

С целью установления механизмов изнашивания, характеризующих работоспособность трибоузлов, исследовали рельеф и состав поверхностей трения, а также продукты изнашивания изготовленных образцов. Установлено, что изнашивание КМ происходит преимущественно по окислительному механизму, тогда как в матричных сплавах велика адгезионная составляющая

изнашивания. В результате контактного взаимодействия на поверхностях трения образцов разработанных КМ образуется переходный слой или «третье тело», представляющий собой, согласно результатам рентгенофазового анализа, механическую смесь из материалов испытуемого образца, контртела и их окислов (рис.3). Переходный слой препятствует прямому контакту трущихся поверхностей и тем самым защищает образец от разрушительного адгезионного изнашивания, что способствует росту критических нагрузок, при которых наблюдается переход от режима слабого к интенсивному изнашиванию.

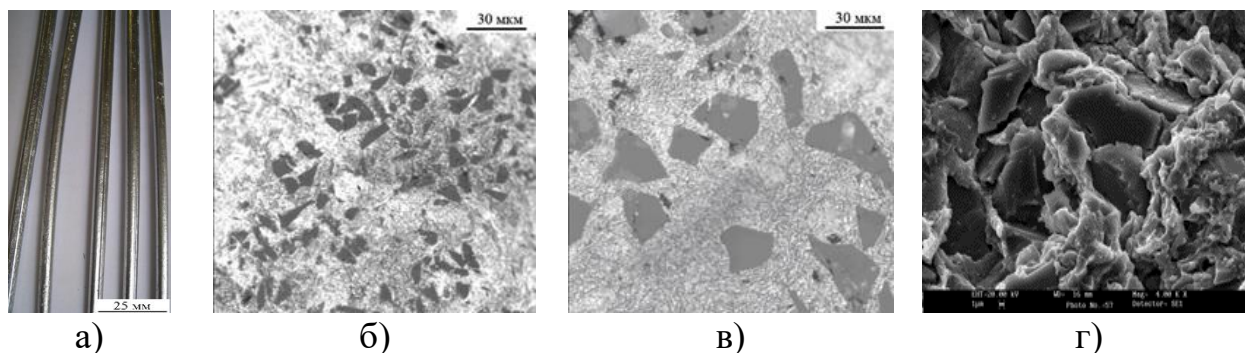


**Рис.3.** Поверхность трения (а), микроструктура образца АК12М2МгН + 15 масс.%SiC<sub>(14)</sub> (б) и поэлементный состав переходного слоя (в) после испытаний в режиме установившегося трения ( $p=0,7$  МПа,  $t=10$  мин).

Для апробации разработанных КМ в трибосопряжениях машин и механизмов проводили стендовые испытания на трение и износ. Например, результаты испытаний, выполненных в ООО «ПК Борец» (ЦРНО) на установке «СТИЗ-1М» по методике «ЦРКФ.47.008.00.00.000ПМ1» оценки радиальных пар электрических центробежных насосов для добычи нефти в интервале удельных давлений от 0,65 до 1,0 МПа, подтвердили закономерности в поведении КМ систем Al-SiC и Al-TiC, раскрытые при проведении лабораторных исследований. Кроме того, полученные результаты позволили организовать на предприятии ООО НПФ «УМГ» выпуск опытно-промышленной партии вкладышей подшипников скольжения электродвигателя из КМ системы Al-TiC.

Изготовление наплавочных материалов из КМ на основе алюминия. Для решения задачи изготовления наплавочных материалов впервые разработана и применена жидкофазная литейная технология, обеспечивающая однородность распределения армирующих частиц, отсутствие загрязнений на границе раздела частица/матрица и интенсивного межфазного взаимодействия в процессе изготовления (патент РФ № 2361710 приоритет от 12.02.2008) (рис.4).

Прутки из КМ, характеризующиеся гладкой бездефектной поверхностью, получали на кафедре «Литейные процессы и конструкционные материалы» ВлГУ при участии к.т.н. А.В. Панфилова. Применяемые для изготовления прутков оборудование и оснастка обеспечивали их размеры в соответствии с ГОСТ 21449, что позволяло решить важную технологическую задачу – использования стандартного оборудования для процесса дуговой наплавки.



**Рис.4.** Внешний вид (а), микроструктура (б, в) и изломы (г) наплавочных прутков состава: АК12М2МгН + 10 масс.% SiC<sub>(14)</sub> (а, б) и АК12 + 10 масс.% SiC<sub>(40)</sub> (в, г).

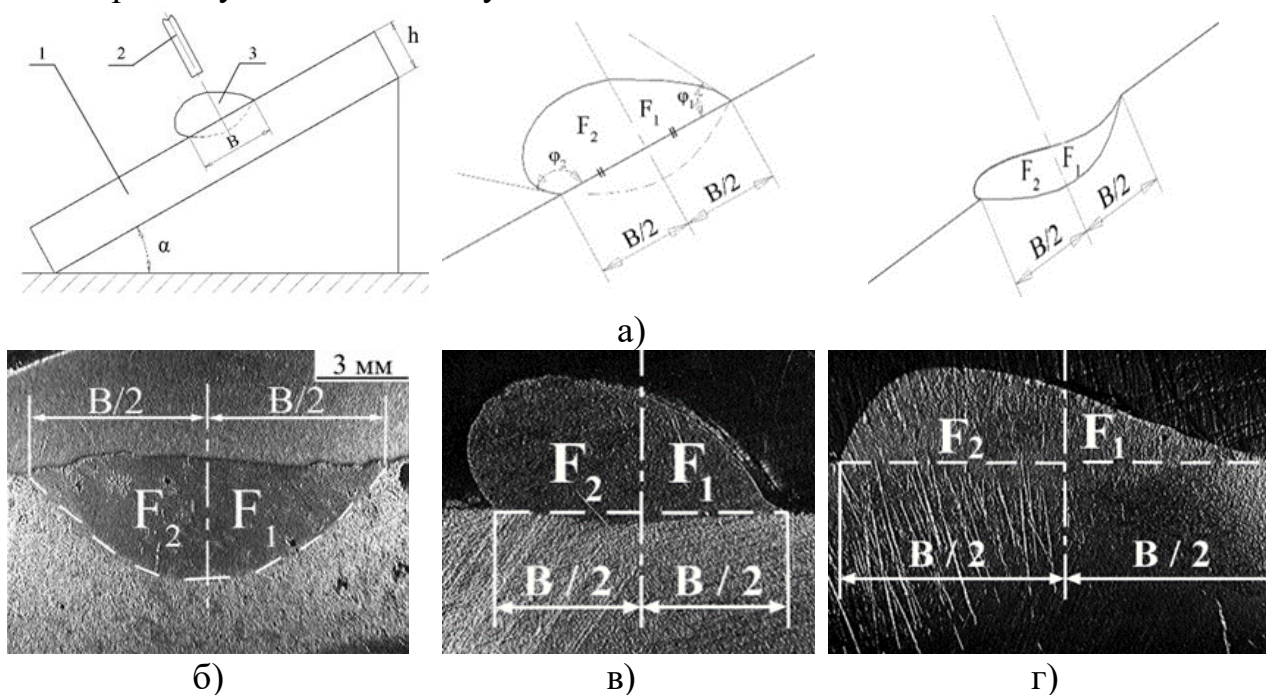
Выбор составов наплавочных прутков осуществляли на основе комплексной оценки влияния всех структурных факторов (состава матричного сплава, доли, размера и типа наполнителя) на жидкотекучесть сварочной композиционной ванны, определяющую качество формирования наплавленных покрытий. Впервые для оценки жидкотекучести сварочной композиционной ванны применили метод А.А. Ерохина, в котором несимметричность поперечного сечения (отношение площадей  $F_2/F_1$ ) горизонтального валика, полученного оплавлением или наплавкой на наклонную плоскость, является показателем жидкотекучести. Значения краевых углов оттекания  $\varphi_1$  и натекания  $\varphi_2$ , зависящих от соотношения вязкости расплава и поверхностных натяжений, позволяли оценить величину равновесного краевого угла смачивания (рис.5).

Установлено, что при уменьшении содержания кремния значения несимметричности поперечного сечения валиков снижаются: для КМ с матрицей из сплавов АК12 (11-13 масс.%Si) и АК7 (6-8 масс.%Si) значения  $F_2/F_1$  равны соответственно 1,244 и 1,165. Это связано с повышением температуры ликвидуса, расширением эффективного интервала кристаллизации и уменьшением в структуре матрицы доли эвтектической составляющей. Таким образом, высокое содержание кремния в матричном алюминиевом сплаве, отвечающее эвтектическому (11-13 масс.%), является необходимым для достижения высоких сварочно-технологических свойств наплавочных прутков. Поэтому при изготовлении прутков в качестве матричных применяли сплавы систем Al-Si-Mg и Al-Si-Cu: АК12 и АК12М2МгН, характеризующиеся практически одинаковой жидкотекучестью (при оценке по прутковой пробе 420 и 425 мм). Это позволило, учитывая схожесть показателей жидкотекучести матричных сплавов, оценивать жидкотекучесть сварочной композиционной ванны в зависимости от типа, доли и размера наполнителя.

При сохранении состава матрицы, размера и доли наполнителя КМ системы Al-TiC характеризуются большими значениями несимметричности поперечного сечения горизонтальных валиков и, следовательно, лучшей жидкотекучестью по сравнению с КМ системы Al-SiC (для КМ составов АК12 + 10 масс.% TiC<sub>(40-100)</sub> и АК12 + 10 масс.% SiC<sub>(40)</sub> значения  $F_2/F_1$  равны 1,244 и 1,204, соответственно). Частицы TiC, в отличие от частиц SiC, являются термодинамически более



стабильными в матричном алюминиевом расплаве. Однако, учитывая такие важные критерии, как стоимостные характеристики, доступность на рынке, а также уровень внедрения, наиболее перспективными для народного хозяйства являются КМ, армированные частицами SiC. Поэтому разработку технологических приемов получения и составов наплавочных прутков с карбидокремниевым наполнителем, считали приоритетной задачей. Кроме того, выбор доли наполнителя в прутках из КМ системы Al-SiC является справедливым и приемлемым для композиции, армированной частицами TiC, благодаря ее лучшей жидкотекучести.



**Рис.5.** Схема (а) и результаты оценки жидкотекучести сварочной композиционной ванны по методу А.А. Ерохина при оплавлении (б) и наплавке (в, г) на наклонную пластину. Состав сварочной ванны: б) АК12 + 10 масс.%  $TiC_{(40-100)}$ , в) АК12М2МгН + 5 масс.%  $SiC_{(14)}$ , г) АК12 + 5 масс.%  $SiC_{(40)}$ . Цифрами обозначены: 1 – наклонная пластина, 2 – наплавочный пруток, 3 – наплавленный валик.

При выборе доли наполнителя в наплавочном материале учитывали не только содержание, но и размер армирующих частиц. Увеличение доли наполнителя в составе прутков, так же, как и уменьшение его размеров, приводит к снижению несимметричности сечения наплавленных валиков при величине которой менее 1,65 жидкотекучесть сварочной композиционной ванны становится недостаточной для получения бездефектных покрытий (табл.1). Значения краевых углов натекания и оттекаания между поверхностью подложки и профилем наплавки уменьшаются и увеличиваются соответственно, что затрудняет растекание сварочной композиционной ванны и препятствует формированию покрытий.

**Табл.1.** Влияние состава наплавочных прутков на несимметричность сечения наплавленных валиков ( $F_2/F_1$ ), и краевые углы оттекания ( $\varphi_1$ ) и натекания ( $\varphi_2$ ).

| Показатели жидкотекучести | Состав наплавочного прутка, масс.% |                       |                       |                      |                       |                       |
|---------------------------|------------------------------------|-----------------------|-----------------------|----------------------|-----------------------|-----------------------|
|                           | AK12M2MгH                          |                       |                       | AK12                 |                       |                       |
|                           | 5SiC <sub>(14)</sub>               | 10SiC <sub>(14)</sub> | 15SiC <sub>(14)</sub> | 5SiC <sub>(40)</sub> | 10SiC <sub>(40)</sub> | 15SiC <sub>(40)</sub> |
| $F_2/F_1$                 | 2,11                               | 1,68                  | 1,37                  | 2,23                 | 2,0                   | 1,65                  |
| $\varphi_1$ , град.       | 50,3                               | 53                    | 91                    | 18,1                 | 20,3                  | 23,6                  |
| $\varphi_2$ , град.       | 132                                | 126                   | 118,4                 | 70,3                 | 66,2                  | 65                    |

Таким образом, экспериментальные исследования жидкотекучести композиционной сварочной ванны позволили установить, что для достижения требуемого качества формирования покрытий содержание частиц SiC средним размером 14 мкм в наплавочных прутках не должно превышать 10 масс.%. При наплавке прутками с частицами SiC размером 40 мкм жидкотекучесть сварочной композиционной ванны возрастает, формирование валика улучшается, что позволяет увеличить долю наполнителя в прутках. Однако большее содержание армирующей фазы в наплавленном слое приводит к значительному износу контртела в паре трения, поэтому верхний предел армирования частицами размером 40 мкм следует выбирать с учетом материала сопряженного тела.

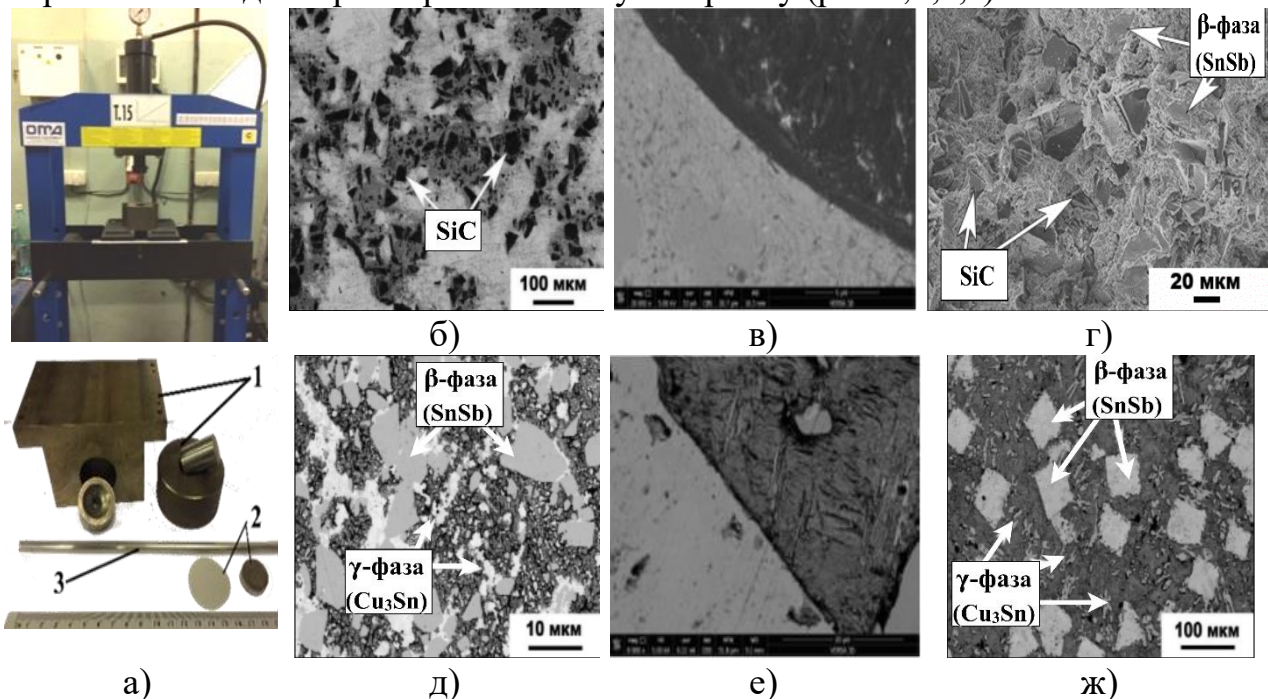
КМ на основе олова. Для изготовления объемно-армированных образцов из КМ на основе олова были разработаны технологии порошковой металлургии, позволяющие получать материалы, содержащие дискретные армирующие наполнители (патент на изобретение №2585588, приоритет от 11.12.2014 г.).

Изготовление наплавочных прутков из КМ на основе олова. Для получения наплавочных прутков по ГОСТ 21449 было изготовлено оборудование (установка и оснастка), определены технологические приемы и параметры, позволяющие организовать выпуск длиномерных (до 2 м) заготовок, из которых в дальнейшем получали прутки мерной длины (рис.б,а).

Для введения и обеспечения равномерного распределения в оловосодержащей матрице плохо смачивающихся наполнителей и модифицирующих добавок, отличающихся по типу и фракционному составу, разработана и впервые опробована технология, состоящая из последовательных стадий: механического легирования и холодного прессования порошковой композиционной смеси; спекания и горячей экструзии компакта. Применение сменных фильер позволяло получать прутки заданных диаметров. Так, для применения в качестве наплавочного материала получены прутки диаметром 3,0 мм. Для оценки физических, механических и триботехнических свойств, которые являлись важными критериями при выборе составов наплавочных материалов, изготавливали композиционные прутки диаметром 6 мм.

На рис.6 представлена структура изготовленных наплавочных прутков. Согласно МРСА и результатам металлографических и фрактографических исследований в мягкой матрице (твердый раствор сурьмы и меди в олове, альфа-фаза) прутков расположены высокопрочные карбидокремниевые частицы и

кристаллы интерметаллидных соединений ( $\text{SnSb}$ , бетта-фаза и  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ , гамма-фаза) микронного размера, а также модифицирующие добавки субмикронного размера, например частицы  $\text{MnSi}$ , бора, карбида бора (рис.6,б,г,д). Высокопрочные частицы наполнителя характеризуются равномерным распределением в матрице (параметр кластеризации не более 0,76), а также сохраняют исходные размеры и скользкую огранку (рис.6,б,в,г).



**Рис.6.** Оборудование и оснастка (1), исходные компоненты (2) и внешний вид (3) (а), микроструктура (б, в, д, е), и поверхности изломов (г) изготовленных прутков, а также матричного сплава Б83, полученного по литейной технологии (ж). Состав наплавочных прутков: а), б) Б83 + 5 масс.% $\text{SiC}_{(40)}$  + 0,25 масс.%  $\text{B}_4\text{C}_{(<1)}$ ; в), г) Б83 + 5 масс.% $\text{SiC}_{(40)}$ ; д), е) Б83; ж) Б83 литейная технология.

За счет интенсивного механического воздействия при перемешивании исходных порошков и кристаллизации под давлением в присутствии тугоплавких упрочняющих добавок, являющихся термическими стопорами, ограничивающими кристаллизующиеся объемы, средний размер интерметаллидных соединений  $\text{SnSb}$ , характеризующий их способность к выкрашиванию в процессе трения, уменьшается в 1,5 раза по сравнению с литым матричным сплавом Б83 (табл.2). Кроме того, интерметаллиды  $\text{SnSb}$  и  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  изменяют свою морфологию: от равносторонней остроугольной формы, присущей им в литом состоянии, к более округлой с развитой поверхностью. Это обеспечивает их сцепление с матрицей, а также стойкость к разрушению поверхностного слоя при трении и позволяет значительно увеличить интервал трибонагружения. Все перечисленное, наряду с когерентными или частично когерентными бездефектными границами раздела наполнитель-матрица (рис.6,в,е), свидетельствует об отсутствии деградации наполнителя, удовлетворительном уровне межфазной связи между наполнителем и матрицей, а также положительно характеризует возможности и подтверждает правильность

выбора технологических параметров разработанного процесса изготовления композиционных прутков.

Для выбора доли наполнителя в составе наплавочных прутков оценивали сплошность, характеризующую плотностью, и механические свойства (твердость, модуль Юнга, сдвига и т.д.). Установлено, что при доле армирования более 5 масс.% происходит образование пустот внутри конгломератов частиц, что приводит к нарушению сплошности образцов из-за затруднения заполнения матричным материалом межчастичных пространств. Это подтверждается результатами металлографических исследований, а также уменьшением значений плотности образцов с данной долей наполнителя (табл.2). Кроме того, результаты измерения упругих характеристик прутков из КМ на основе олова, проведенные лазерным оптико-акустическим методом, позволили определить, что при содержании в их составе свыше 5 масс.% наполнителя происходит снижение механических свойств.

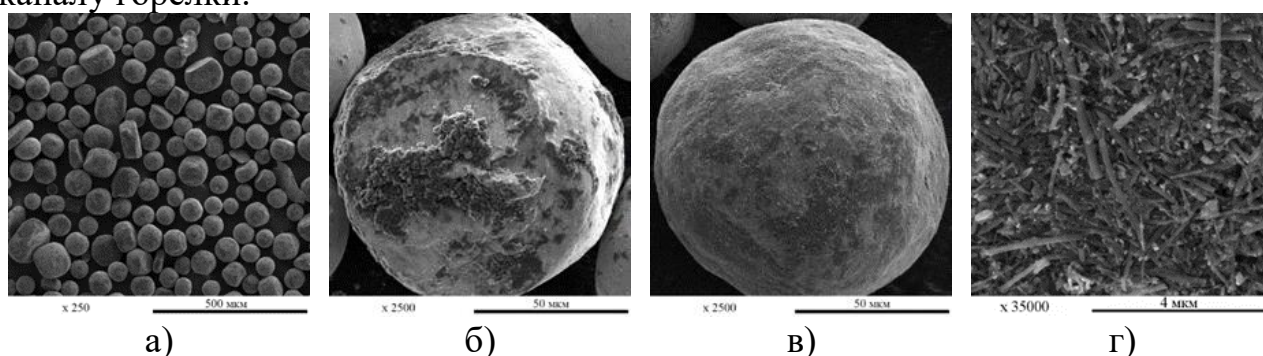
**Табл.2.** Свойства сплава Б83 и экструдированных прутков для процесса дуговой наплавки.

| Состав образца, масс.%                                                                                                                                                                                                                        | Средний размер SnSb, L <sub>ср</sub> , мкм | Плотность, ρ, г/см <sup>3</sup> | Твердость, НВ | Интенсивность изнашивания, I <sub>м</sub> ×10 <sup>-5</sup> г/м | Коэффициент стабильности процесса трения, α |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------|---------------------------------|---------------|-----------------------------------------------------------------|---------------------------------------------|
| Б83 (литой)                                                                                                                                                                                                                                   | 79                                         | 7,56                            | 23,6          | 2,54 (1,80) <sup>1)</sup>                                       | 0,74 (0,79) <sup>1)</sup>                   |
| Б83                                                                                                                                                                                                                                           | 68                                         | 7,63                            | 23,3          | 2,26 (1,72) <sup>1)</sup>                                       | 0,75 (0,82) <sup>1)</sup>                   |
| Б83 + 3 SiC                                                                                                                                                                                                                                   | 52                                         | 6,86                            | 25,0          | 2,09                                                            | 0,80                                        |
| Б83 + 5 SiC                                                                                                                                                                                                                                   | 51                                         | 6,72                            | 25,4          | 1,87 (1,56) <sup>1)</sup>                                       | 0,72 (0,81) <sup>1)</sup>                   |
| Б83 + 7 SiC                                                                                                                                                                                                                                   | 51                                         | 6,25                            | 24,6          | 1,67                                                            | 0,70                                        |
| Б83 + 0,5 МШП                                                                                                                                                                                                                                 | 45                                         | 7,40                            | 24,2          | 2,14                                                            | 0,76                                        |
| Б83 + 0,5 МШП + 3 SiC                                                                                                                                                                                                                         | 49                                         | 7,31                            | 25,2          | 1,35                                                            | 0,83                                        |
| Б83 + 0,25 В                                                                                                                                                                                                                                  | 54                                         | 7,38                            | 23,9          | 1,44 <sup>1)</sup>                                              | 0,81 <sup>1)</sup>                          |
| Б83 + 0,25 В <sub>4</sub> С                                                                                                                                                                                                                   | 56                                         | 7,39                            | 23,2          | 1,71 <sup>1)</sup>                                              | 0,96 <sup>1)</sup>                          |
| В83 + 0,25 В <sub>4</sub> С + 5 SiC                                                                                                                                                                                                           | 54                                         | 6,82                            | 25,6          | 1,61 <sup>1)</sup>                                              | 0,89 <sup>1)</sup>                          |
| Параметры испытаний на трение и износ: схема «палец по диску»; удельное давление 1,8 МПа; скорость скольжения 0,39 м/с; длительность 60 мин.<br><sup>1)</sup> - удельное давление 1,06 МПа; скорость скольжения 0,5 м/с; длительность 35 мин. |                                            |                                 |               |                                                                 |                                             |

Согласно результатам испытаний на трение и износ значения коэффициентов трения экструдированных прутков сохраняются на уровне литого матричного сплава Б83, в то время как износостойкость увеличивается. Например, в диапазоне удельных давлений до 1,8 МПа интенсивность изнашивания прутков из сплава Б83 по сравнению с литым образцом аналогичного состава уменьшается с 2,54×10<sup>-5</sup> до 2,26×10<sup>-5</sup> г/м (табл.2). Дополнительное введение наполнителя или модифицирующих добавок в состав прутков также способствует увеличению износостойкости. Например, присутствие керамических частиц SiC средним размером 40 мкм в количестве 3, 5, 7 масс.% уменьшает интенсивность изнашивания по сравнению с литым сплавом Б83 соответственно на 18; 26 и 34%, в то время как введение

субмикронных частиц модифицированной шунгитовой породы или бора в количестве соответственно 0,5 и 0,25 масс.% - на 15%.

Изготовление наплавочных гранул из КМ на основе олова. При разработке наплавочного материала для плазменно-порошковой наплавки композиционных покрытий в качестве матричного применяли широко используемый в промышленности для создания антифрикционных покрытий сплав системы  $\text{SnSb8Cu4}$ , выпускаемый в порошкообразной форме. С целью увеличения ресурса работы и расширения диапазона трибонагружения антифрикционных покрытий как наполнитель применяли углеродсодержащие структуры субмикронного размера в форме углеродных нанотрубок, обеспечивающие модифицирование структуры матричного сплава в сочетании с формированием в зоне трения мелкодисперсной смеси, состоящей, в том числе, и из углеродсодержащих структур. Для введения УНТ в состав покрытий были разработаны композиционные гранулы (КГ), полученные за счет совмещения исходных компонентов по технологии порошковой металлургии методом механического легирования (рис.7). Критериями выбора технологических параметров процесса изготовления КГ являлись не только обеспечение надежного закрепления на их поверхности УНТ, но и ряд специфических требований, характерных для процесса плазменно-порошковой наплавки. Например, насыпная плотность и сыпучесть, достаточные для прохождения КГ в зону наплавки по транспортировочным каналам горелки плазменной установки. Насыпную плотность КГ, позволяющую также косвенно оценивать количество УНТ, закрепившихся на поверхности гранул, оценивали по ГОСТ 19940. Для определения сыпучести КГ применяли методику по ГОСТ 25139, заключающуюся в измерении времени течения материала через воронку, диаметр выходного отверстия которой соответствовал транспортировочному каналу горелки.



**Рис.7.** Внешний вид (а, б, в) и поверхность (г) композиционных гранул состава: а), б)  $\text{SnSb8Cu4} + 0,25$  масс.% УНТ-П; в), г)  $\text{SnSb8Cu4} + 0,25$  масс.% УНТ-М. Параметры изготовления композиционных гранул: частота вращения барабана 630 об/мин; длительность 5 мин.

Определены технологические параметры режимов обработки, позволяющие получать КГ с равномерным слоем углеродсодержащих структур на поверхности. Установлено, что с увеличением длительности обработки в связи с деформацией КГ, а также наличием на их поверхности УНТ, имеющих меньшую

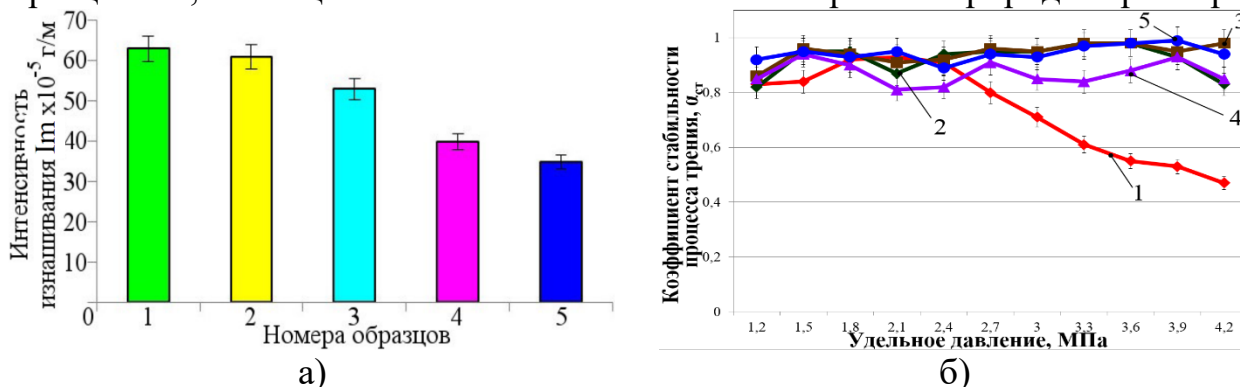
по сравнению с баббитом плотность, насыпная плотность и значение сыпучести КГ уменьшаются. При длительности обработки исходных порошков в планетарной мельнице более 25 мин КГ изменяют свою исходную сферическую форму вследствие значительной степени деформации и принимают вид пластинчатых чешуек, в результате чего происходит резкое снижение их сыпучести. Повышение доли УНТ в составе КГ снижает насыпную плотность и сыпучесть, что наряду с результатами анализа поверхности КГ средствами растровой электронной микроскопии позволяет качественно судить о закреплении большего количества УНТ на поверхности КГ. Наибольшей равномерностью и сплошностью на поверхности КГ характеризуются УНТ-М, декорированные субмикронными медьсодержащими частицами, являющимися дополнительными активными очагами взаимодействия и схватывания на поверхности гранул (рис.7,в,г).

Оценка работоспособности КМ на основе олова при высоких трибонагрузках. Некоторые узлы трения, входящие в состав машин и механизмов, имеющих важное и ответственное назначение, эксплуатируются в условиях сверхвысоких трибонагрузок. Поэтому с целью выбора составов КМ, подходящих для тяжело нагруженных узлов трения, испытания на трение и износ проводили по схеме «втулка по диску». В этом случае достигается полное перекрытие контактирующих поверхностей (коэффициент взаимного перекрытия равен 1), характерное для работы большинства узлов трения. Кроме того, все тепло, генерируемое при трении, поступает в контактирующие тела, что оказывает влияние на физико-химические процессы в трибосопряжении.

Для изготовления образцов для испытаний в разработанной технологии производства наплавочных прутков заключительный процесс горячей экструзии был заменен горячим прессованием (ГП) компакта, что позволяло получать объемные изделия из КМ. Например, для предприятия ООО «ТДВ Евразия» по данной технологии были изготовлены и опробованы опытные втулки Тг 30х3 винтовой направляющей электромеханической системы перемещения установки механизированной продольной газокислородной резки труб и тройников. Установлено, что в области сверхвысоких удельных давлений наблюдается уменьшение до 2 раз значений интенсивности изнашивания по сравнению с литым антифрикционным сплавом Б83 (рис.8,а).

Коэффициенты стабильности процесса сухого трения скольжения образцов КМ сохраняют высокие значения, в то время как для литого матричного сплава они резко снижаются при удельных давлениях более 2,4 МПа, что является особенно критичным для узлов трения, работающих в таких отраслях как турбостроение (рис.8,б). Это связано не только с изменениями размеров и формы интерметаллидов, но и с присутствием в зоне трения введенных наполнителей, что оказывает положительный эффект на сопротивление разрушению контактной поверхности при трении и расширению интервала трибонагружения. При этом наилучшим сочетанием триботехнических характеристик (минимальные значения коэффициента трения, высокая износостойкость,

коэффициент стабильности близкий к единице) обладают полиармированные образцы КМ, имеющие в своем составе наполнители разной природы и размеров.



**Рис.8.** Зависимость интенсивности изнашивания (а) и коэффициента стабильности процесса трения (б) от удельного давления для образцов: 1 – Б83 (литейная технология); 2 – Б83 (ГП); 3 – Б83 + 0,5 масс.% МШП; 4 - Б83 + 3 масс.% SiC<sub>(40)</sub>; 5 - Б83 + 0,5 масс.% МШП + 3 масс.% SiC<sub>(40)</sub>.

Параметры испытаний: удельное давление от 1,2 до 4,2 МПа приложено ступенчато.

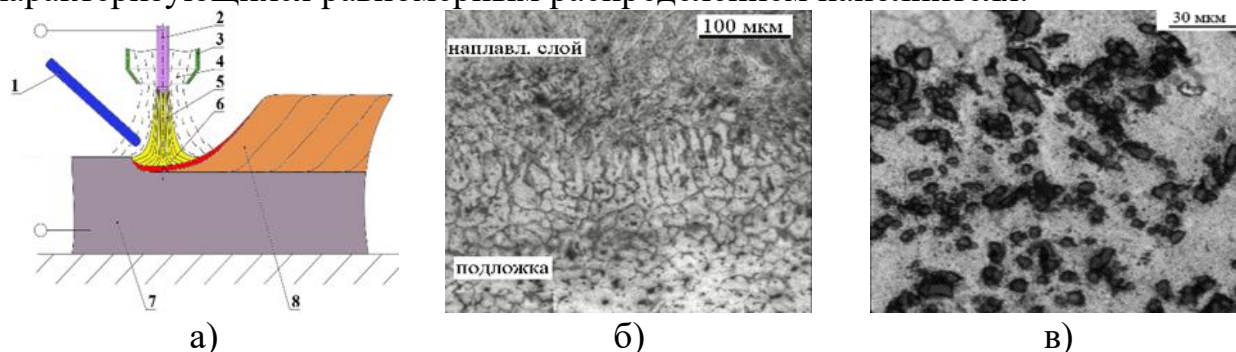
Таким образом, разработаны новые составы и технологии изготовления наплавочных материалов из КМ на основе сплавов алюминия и олова в форме прутков, позволяющих осуществлять процесс дуговой наплавки в автоматическом или ручном режиме, что особенно ценно при проведении восстановительных ремонтных операций, а также в порошкообразной форме для реализации процессов плазменно-порошковой наплавки, выполняемой в автоматическом режиме. На изготовленные наплавочные материалы систем Al-SiC, Sn-Sb-Cu-SiC, Sn-Sb-Cu-B<sub>4</sub>C-SiC для предприятия ООО «АЦГХ» разработаны комплекты конструкторской документации, позволяющие организовать их промышленный выпуск.

**В четвертой главе** приведены результаты разработки технологических процессов нанесения покрытий из композиционных материалов.

Применение изготовленных новых наплавочных КМ потребовало решить ряд первостепенных задач, главные из которых были связаны с выбором схем и определением технологических параметров процессов наплавки, позволяющих сформировать качественные покрытия и обеспечить равномерное распределение наполнителя при отсутствии его деградации. Кроме того, особое значение имеет разработка технологий формирования таких покрытий на основаниях из низкоуглеродистой стали, что позволит получать широко применяемые в узлах трения биметаллические композиции, главным требованием к которым, кроме высокого уровня триботехнических характеристик, является обеспечение нормативных значений адгезионной прочности.

Нанесение покрытий из КМ на основе алюминия. С целью выбора схемы и технологических параметров процесса дуговой наплавки покрытий из КМ на основе алюминия были апробированы варианты, отличающиеся температурно-временным воздействием на наплавочный материал. Установлено, что

предпочтительной является схема с введением композиционных прутков в головную часть сварочной ванны (по переднему фронту) (рис.9,а). Максимальные значения температуры нагрева расплава и длительности пребывания в нем наполнителя, достигаемые при ее реализации, приводят к повышению жидкотекучести, что способствует формированию валиков, характеризующихся равномерным распределением наполнителя.



**Рис.9.** Схема процесса дуговой наплавки (а), микроструктура по линии сплавления (б) и в центральной части (в) покрытий, полученных на подложке из сплава АМгЗ с применением наплавочных прутков составов: б) АК12 + 10 масс.% SiC<sub>(40)</sub>, в) АК12М2МгН + 10 масс.% SiC<sub>(14)</sub>.

Цифрами обозначены: 1 – наплавочный пруток; 2 – неплавящийся электрод; 3 – сварочная горелка; 4 – защитный газ; 5 – электрическая дуга; 6 – сварочная ванна; 7 – подложка; 8 – наплавленный слой.

Технологические параметры режима наплавки, выбранные по критериям минимальной степени проплавления подложки, сохранения заданного кода армирования и качественного формирования валиков (сварочный ток –  $I_{св}=150-160$  А, напряжение на дуге -  $U_{д}=18-20$  В, скорость наплавки –  $V_{н}=7-12$  м/ч, расход защитного газа (аргона) -  $V_{з.г.}=12-15$  л/мин), позволяют получать за один проход покрытия толщиной 2,5-3,0 мм, которые кристаллизуются эпитаксиально и, как следствие, обладают высоким уровнем адгезионной прочности (рис.9,б). Микроструктура наплавленных покрытий характеризуются отсутствием пористости и слегка регулярным по методу мозаик Дирихле распределением упрочняющих частиц в объеме матрицы без признаков деградации (рис.9,в). Прирост твердости, достигаемый в результате нанесения на подложку из сплава АМгЗ разработанных композиционных покрытий, достигает 70%, что позволяет рекомендовать такие покрытия для элементов деталей, воспринимающих нагрузку и подвергаемых контактному нагружению. Например, нанесение разработанных покрытий из КМ на основе сплава АК12М2МгН, содержащих 5 масс.% частиц SiC<sub>(14)</sub>, на ООО «НПП «КУРС» позволило восстановить и увеличить ресурс работы корпуса редукторного механизма 1Ц2Н.

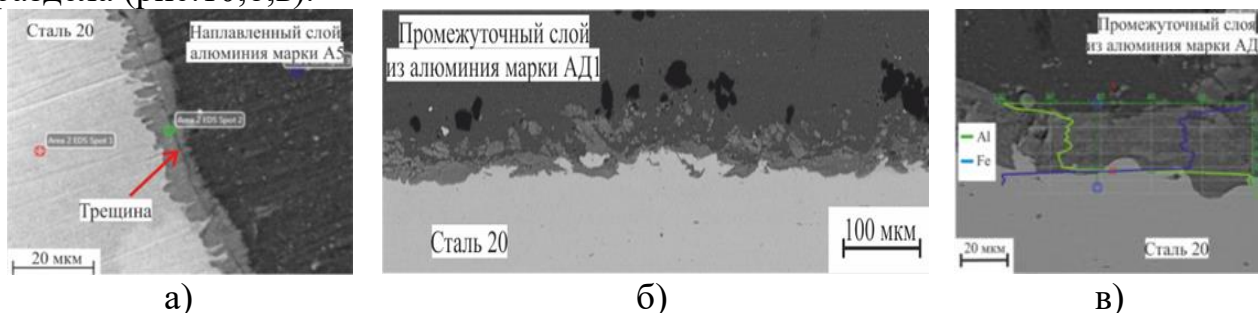
Технология нанесения на сталь покрытий из КМ на основе алюминия. При решении задачи обеспечения нормативного значения адгезионной прочности покрытий из алюмоматричных КМ, сформированных на стальных основаниях, особое внимание уделяли образуемому в диффузионной зоне интерметаллидному слою системы Fe-Al, характер и размеры которого



определяются температурой нагрева и длительностью выдержки при ней, а также его влиянию на прочностные характеристики соединения.

Как было показано в главе 1, для увеличения смачиваемости композиционным расплавом и ограничения межфазного взаимодействия между железом и алюминием предварительно на поверхность стальной подложки наносили промежуточные слои из чистого цинка или алюминия. В первом случае толщина промежуточного слоя, полученного экономически выгодным и простым в реализации методом горячего цинкования, составляла 9-12 мкм, а интерметаллиды Fe-Zn отсутствовали на границе раздела.

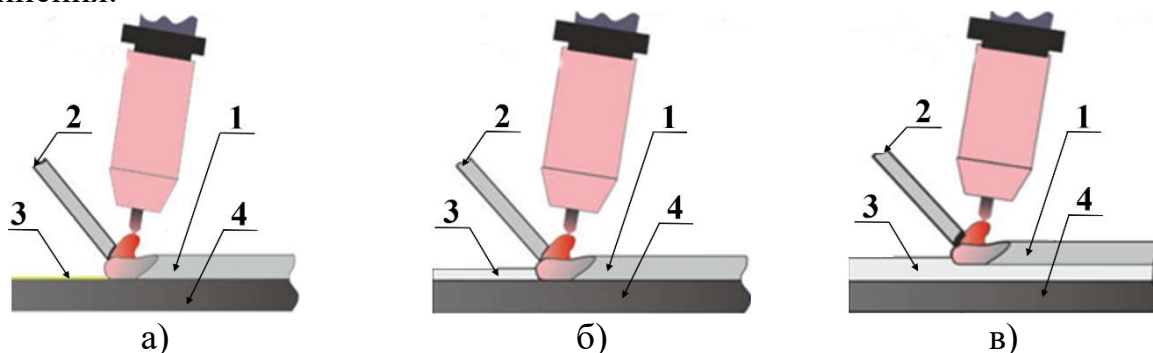
С целью оценки влияния технологии нанесения на характер интерметаллидного слоя, образующегося на границе раздела сталь-алюминий, промежуточные алюминиевые слои получали разными методами. При применении жидкофазных методов, позволяющих регулировать тепловложение, например, технологии дугового алитирования процессом СМТ, интерметаллидный слой характеризуется непрерывностью и средней толщиной 8,2 мкм (рис.10,а). Твердофазные методы, например, процесс сварки взрывом, который был реализован в ВолгГТУ (д.т.н. С.В. Кузьмин), приводят к получению дискретного слоя в виде «оплавов» из интерметаллидов системы Fe-Al средней толщиной 16 мкм и зон, свободных от них, занимающих до 20% всей границы раздела (рис.10,б,в).



**Рис.10.** Микроструктура интерметаллидного слоя в образцах с промежуточным слоем из алюминия, полученным процессом СМТ (а) и сваркой взрывом (б, в).

Для решения важной задачи по определению схемы и режимов процесса дуговой наплавки на стальную подложку, имеющую предварительно нанесенный промежуточный слой, композиционных покрытий на основе алюминия, обладающих уровнем адгезионной прочности не ниже нормативного, в работе исследованы физико-химические условия образования соединения, достигаемые при наличии или отсутствии контакта композиционного расплава с твердой стальной поверхностью (рис.11). Согласно МРСА и металлографическим исследованиям, кремний, присутствующий в составе матричного сплава КМ, занимает структурные вакансии и замещает алюминий в интерметаллидах Fe-Al. Это приводит к замедлению кинетики роста интерметаллидных прослоек (средняя толщина 7 мкм) в результате образования тройных интерметаллидных фаз системы Fe-Al-Si, обладающих меньшей скоростью диффузии алюминия и железа по сравнению с системой Fe-Al, и

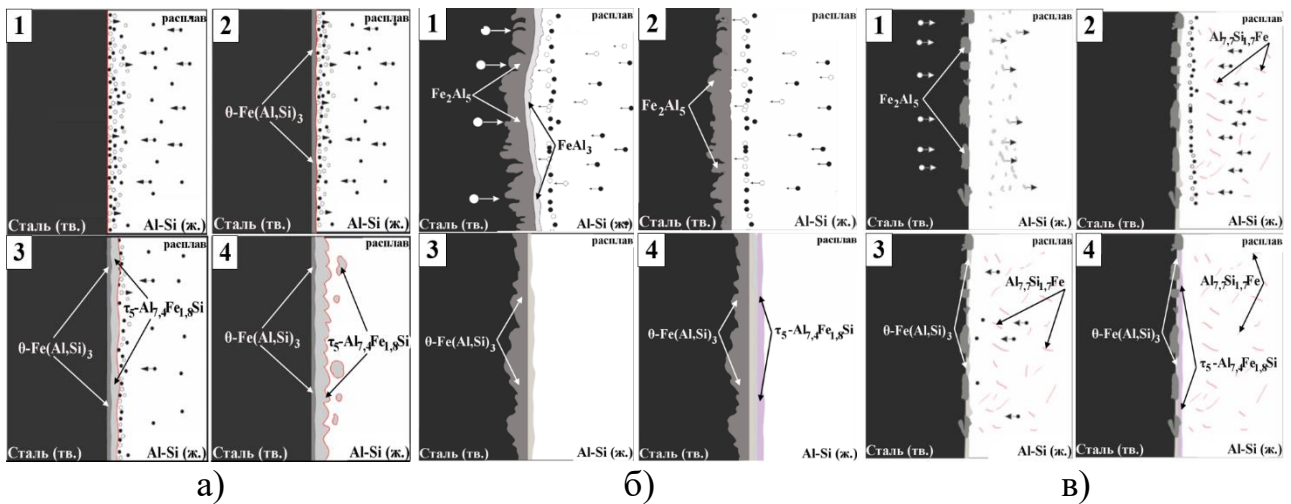
благоприятно влияет на прочностные характеристики биметаллического соединения.



**Рис.11.** Схемы дуговой наплавки КМ покрытий на сталь с полным или частичным проплавлением промежуточного слоя из цинка (а) и алюминия (б, в). Цифрами обозначены: 1 – наплавленный слой; 2 – наплавочный пруток; 3 – промежуточный слой; 4 – стальная подложка.

В работе показано, что на механизм образования и характеристики нового интерметаллидного слоя Fe-Al-Si оказывают влияние состав и способ нанесения промежуточного слоя (рис.12). Например, отличительной особенностью механизма образования интерметаллидного слоя Fe-Al-Si в процессе наплавки с полным проплавлением предварительно нанесенного промежуточного алюминиевого слоя является контакт алюмокремниевого расплава не с поверхностью стали, а с имеющимся на границе раздела интерметаллидным слоем системы Fe-Al. При сплошном слое интерметаллидов по всей его поверхности происходит рост новых интерметаллидов Fe-Al-Si, в то время как дискретный слой интерметаллидов Fe-Al разрушается, а новые интерметаллиды Fe-Al-Si образуются преимущественно в местах отсутствия «оплавов», что обеспечивает меньшие значения средней толщины интерметаллидного слоя (12 мкм для сплошного и 5 мкм для дискретного слоя).

Результаты механических испытаний и фрактографических исследований мест разрушения образцов позволили раскрыть влияние характера интерметаллидного слоя на адгезионную прочность сталеалюминиевых соединений. При наличии на границе раздела стали с алюминием сплошного слоя интерметаллидов системы Fe-Al-Si адгезионная прочность не превышает 37,8 и 43 МПа при испытаниях на срез и отрыв, соответственно, а разрушение имеет хрупкий характер. При дискретном характере интерметаллидного слоя уровень адгезионной прочности составляет более 60 МПа (65 и 128 МПа при аналогичных испытаниях), а разрушение в местах отсутствия интерметаллидов носит вязкий характер. Уменьшение протяженности зон, в которых отсутствует интерметаллидная фаза с 20 до 5% всей границы раздела, приводит к снижению адгезионной прочности до значений 47 и 66,3 МПа при испытаниях на срез и отрыв, соответственно.

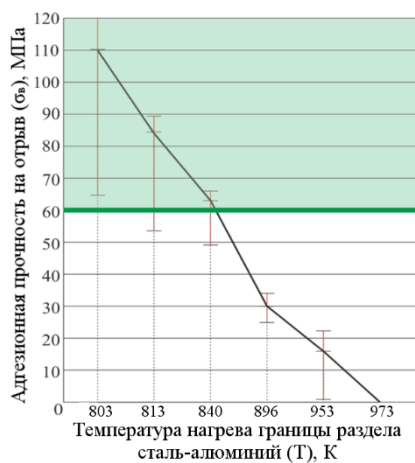


**Рис.12.** Схемы образования и роста интерметаллидов на границе раздела сталь-алюминий при дуговой наплавке с полным проплавлением промежуточного слоя из цинка (а) и алюминия, полученного жидкофазными (б) и твердофазными (в) методами. ● атомы расплава Al и Si; ○ атомы Fe.

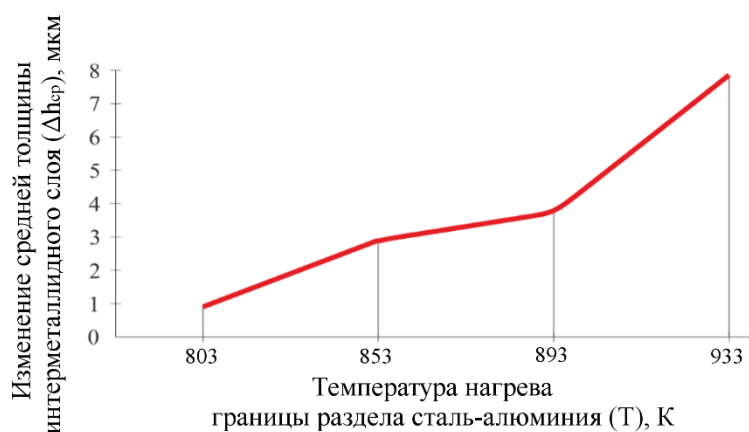
Таким образом, для обеспечения максимального уровня адгезионной прочности соединения процесс дуговой наплавки КМ на сталь должен проводиться по схеме с частичным проплавлением промежуточного алюминиевого слоя, полученного сваркой взрывом. При этом для предотвращения чрезмерного развития диффузионных процессов в твердой фазе, приводящих к образованию сплошного интерметаллидного слоя, следует ограничивать термическое воздействие электрической дуги на границу раздела сталь-алюминий.

Определение критических температур нагрева границы раздела сталь-алюминий. С целью определения критических температур нагрева, при которых происходит активация диффузионных процессов в твердой фазе, разработана математическая модель, учитывающая теплофизические свойства промежуточного алюминиевого, а также диффузионного слоя, состоящего из интерметаллидов системы Fe-Al, и позволяющая с погрешностью до 8% определять температуру нагрева в любой точке образца при наплавке на сталь композиционного покрытия с частичным проплавлением промежуточного слоя.

Зависимость между температурой нагрева границы раздела сталь-алюминий и адгезионной прочностью алюминиевого покрытия представлена на рис.13. Определено, что для сохранения нормативного уровня адгезионной прочности (например, не менее 60 МПа для подшипников скольжения паровых турбин), температура нагрева не должна превышать 803 К. Нагрев до больших температур приводит к началу роста в твердой фазе интерметаллидов в свободных от «оплавок» зонах. При температурах более 893 К наблюдается максимальная скорость роста интерметаллидного слоя, обеспечивающая наибольший прирост средних значений его толщины ( $\Delta h=4$  мкм), что связано с активацией диффузии через сплошной интерметаллидный слой, включая «оплавы» (рис.13,б).



а)



б)

**Рис.13.** Влияние температуры нагрева границы раздела сталь-алюминий на адгезионную прочность (а) и изменение средней толщины интерметаллидного слоя (б). Линией обозначена нормативная адгезионная прочность подшипников скольжения паровых турбин.

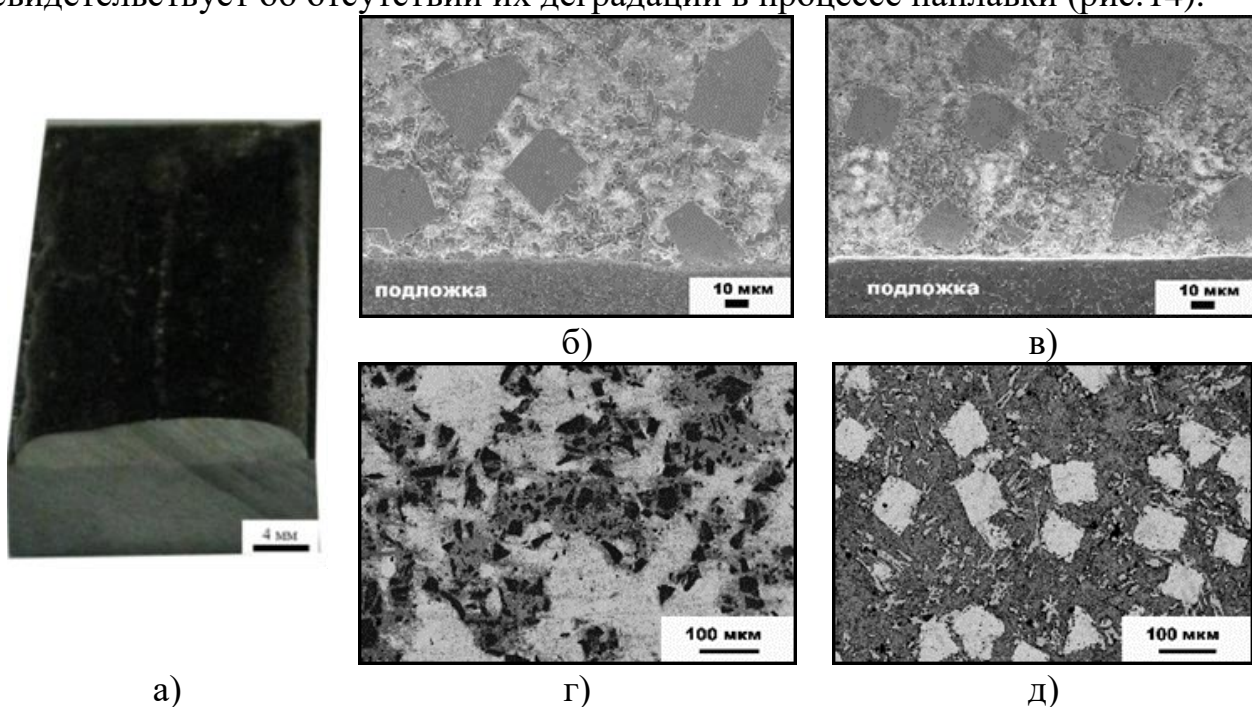
Таким образом, разработанная математическая модель предоставляет широкие возможности для определения толщины нанесенного на стальное основание промежуточного слоя из алюминия, обеспечивающей температуру нагрева границы раздела ниже критической, а также моделирования процесса дуговой наплавки рабочих антифрикционных слоев биметаллических элементов узлов трения деталей машин и механизмов для эксплуатации в различных отраслях промышленности. Кроме того, положительные результаты промышленной апробации технологии дуговой наплавки алюмоматричных КМ в ООО «НефтеГазМонтаж» для ремонта рабочего слоя сталеалюминиевого биметаллического вкладыша подшипника электродвигателя АО 2-20-83-12У1 позволяют считать разработанную технологию универсальной как для изготовления, так и для ремонта узлов трения.

Нанесение покрытий из КМ на основе олова. Наплавленные на стальную подложку покрытия из КМ на основе олова характеризуются гладкой поверхностью с плавным переходом к металлу подложки и имеют толщину каждого слоя 2,0-3,0 мм после механической обработки, необходимой для выравнивания рабочей поверхности. Предварительное лужение поверхности стальной подложки обеспечивало повышение жидкотекучести при формировании композиционных покрытий за счет образования промежуточного слоя из чистого олова толщиной не более 0,5 мм. Определены технологические параметры процесса дуговой (сварочный ток –  $I_{св}=40-60$  А, напряжение на дуге –  $U_{д}=16-18$  В, скорость наплавки –  $V_{н}=7-12$  м/ч, расход защитного газа (аргона) –  $V_{з.г.}=12-15$  л/мин) и плазменно-порошковой (сила тока –  $I_{п}=45-50$  А, напряжение на дуге –  $U_{д}=17-19$  В, скорость наплавки –  $V_{н}=12-13$  м/ч, расход защитного газа (аргона) –  $V_{з.г.}=12-15$  л/мин, расход плазмообразующего газа (аргона) –  $V_{п.г.}=6-8$  л/мин) наплавки, обеспечивающие стабильность фазового состава и структуры, отсутствие выгорания легирующих элементов и минимальное перемешивание основного и наплавленного металла.

При участии к.ф.-м.н. Н.Б. Подымовой были проведены измерения акустического импеданса полученных образцов. Результаты показали, что все наплавленные покрытия, за исключением содержащих в качестве наполнителя МШП, являются беспористыми, а практическое совпадение измеренного коэффициента отражения ультразвука на границе раздела подложка-покрытие с его теоретически рассчитанным значением характеризует качественную адгезию. Отсутствие пористости в покрытиях наряду с непрерывной, не содержащей несплошностей линией сплавления свидетельствует о правильном выборе технологических параметров процессов наплавки.

Особо следует отметить, что полученные процессом дуговой наплавки покрытия из КМ, содержащие в качестве наполнителя МШП, характеризуются значительной пористостью, являющейся результатом взаимодействия углерода с кислородом с образованием  $\text{CO}$  и  $\text{CO}_2$ . Поэтому составы КМ на основе олова, модифицированные термически нестабильными углеродсодержащими наполнителями (например, МШП, графитом), могут быть рекомендованы для изготовления изотропных материалов с объемной структурой разработанными и представленными в работе методами горячего прессования или экструзии.

Дуговая наплавка покрытий из КМ на основе олова. В микроструктуре полученных слоев видны включения наполнителя, определенные по данным микрорентгеноспектрального анализа как интерметаллиды  $\text{SnSb}$ , и керамические частицы  $\text{SiC}$ , которые сохраняют исходные форму и размеры, что свидетельствует об отсутствии их деградации в процессе наплавки (рис. 14).



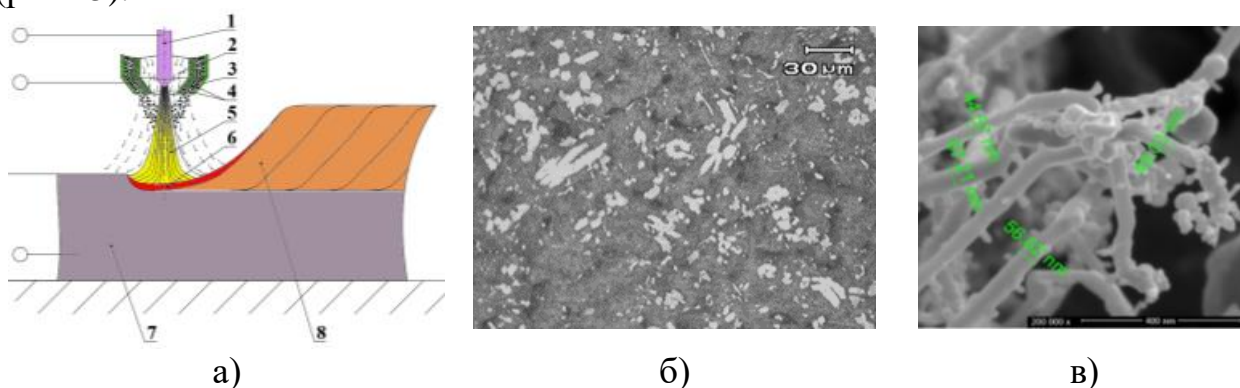
**Рис.14.** Внешний вид (а) и микроструктура полученных дуговой наплавкой покрытий: Б83 (б); Б83 + 0,25 масс.%  $\text{V}_4\text{C}_{\langle 1 \rangle}$  (в); Б83 + 5 масс.%  $\text{SiC}_{\langle 40 \rangle}$  + 0,25 масс.%  $\text{V}_4\text{C}_{\langle 1 \rangle}$  (г) и литого баббита Б83 (д).

По сравнению с литым сплавом Б83 средний размер интерметаллидов  $\text{SnSb}$ , определяющий усталостную прочность и сопротивление хрупкому разрушению

контактной поверхности при трении, уменьшается в 1,5-2 раза (с 79 мкм в литом сплаве Б83, до 35-51 мкм в наплавленных слоях). Причиной этого являются высокие скорости кристаллизации, характерные для процесса наплавки, а также дополнительное присутствие наполнителя разной природы и размера. Тугоплавкие частицы SiC микронного размера являются термическими стопорами, препятствующими развитию химических реакций роста интерметаллидных фаз, тогда как субмикронные частицы (В, В<sub>4</sub>С) оказывают модифицирующее воздействие на структуру матрицы, являясь центрами зарождения интерметаллидных фаз при кристаллизации расплава на поверхности стальной основы.

***Плазменно-порошковая наплавка покрытий из КМ на основе олова.***

Наплавленные покрытия характеризуются присутствием в пластичной матрице (твердый раствор сурьмы и меди в олове, альфа-фаза) частиц  $\gamma$ -фазы (Cu<sub>3</sub>Sn) (рис.15).



**Рис.15.** Схема процесса плазменно-порошковой наплавки (а), микроструктура (б) и фрактографии изломов (в) покрытий из КМ на основе олова. Состав покрытий: б - SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-П; в - SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-М.

Цифрами обозначены: 1 – неплавящийся электрод; 2 – плазмообразующий газ (Ar); 3 – наплавочные гранулы и защитный газ (Ar); 4 – сопло плазмотрона; 5 – плазменная дуга; 6 – ванна расплавленного металла; 7 – подложка; 8 – наплавленный слой.

Моделирование поведения УНТ в расплаве баббита, выполненное совместно с сотрудниками ВлГУ (д.т.н. В.Е. Ваганов), а также результаты металлографических исследований структуры наплавленных покрытий, показали, что функционализация медью поверхности УНТ способствует адгезии материала матрицы с графеновыми поверхностями и приводит к интенсификации процессов образования медьсодержащей интерметаллидной  $\gamma$ -фазы, вследствие чего происходит увеличение ее количества, уменьшение размеров и изменение морфологии: интерметаллид приобретает гладкую эллиптическую форму с ярко выраженными границами. Отсутствие кристаллов  $\beta$ -фазы (SnSb) связано со степенью легирования матричного сплава SnSb8Cu4 (твердый раствор сурьмы в олове содержит 9,4%Sb). Присутствие следов материала подложки отмечено в наплавленном слое вдоль линии сплавления в

зоне размером не более 2 мкм, что свидетельствует о малой степени проплавления стального основания.

Результаты фрактографических исследований полученных покрытий подтверждают наличие двухфазной структуры наплавленного металла. Кроме того, на изломах композиционных покрытий присутствуют УНТ, сохраняющие свою исходную форму (рис.15,в), что свидетельствует об их термостабильности в процессе наплавки вследствие малой длительности контакта между ними и высокотемпературной зоной плазменной дуги.

Таким образом, для нанесения покрытий применены процессы дуговой и плазменно-порошковой наплавки и определены технологические режимы, обеспечивающие возможность получения заданной программируемой структуры методом послойного синтеза функционально-армированных слоев с применением разработанных композиционных прутков и гранул. Реализованные технологические процессы не требуют дорогостоящей модернизации серийно выпускаемого сварочного оборудования, обладают максимальной эффективностью при применении в производственных условиях, что позволяет считать их наиболее универсальными и экономичными для нанесения антифрикционных и функциональных покрытий при изготовлении широкой номенклатуры трибоузлов машин и механизмов.

**В пятой главе** изучены триботехнические свойства покрытий из композиционных материалов.

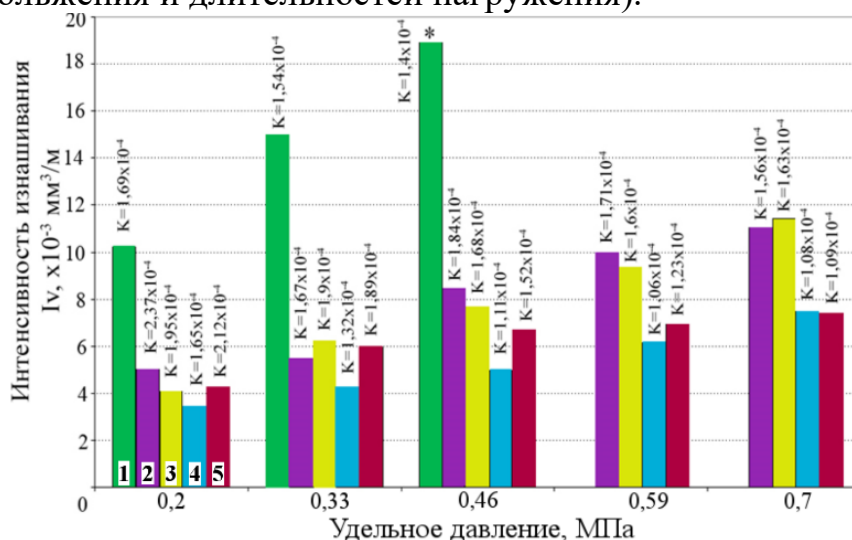
Износ подвижных сопряжений или трибосопряжений является одной из главных причин отказов машин и механизмов. Хотя относительные величины износа, например, отношение потери массы покрытия к ее первоначальному значению, иногда весьма малы, это может привести к выходу из строя всего технически сложного и дорогостоящего изделия, ремонт и обслуживание которого в несколько раз превышает его стоимость. Поэтому в настоящей работе была поставлена задача по разработке покрытий из принципиально новых КМ, гетерогенность которых способствует расширению области существования во фрикционном контакте вторичных структур, обеспечивающих нормальное протекание процессов трения и изнашивания в широком диапазоне параметров трибонагружения. Решение данной задачи позволит снизить энергозатраты на трение, повысить долговечность и надежность трибосопряжений.

Для оценки работоспособности сформированных покрытий из КМ полученные результаты их испытаний на сухое трение скольжения сопоставляли с таковыми для разработанных и изготовленных жидкофазными методами и методами порошковой металлургии объемно-армированных КМ аналогичного состава, а также с результатами испытаний известных и широко применяемых в промышленности антифрикционных материалов на основе алюминия и олова.

Покрытия из КМ на основе алюминия. Повышение стабильности (малый разброс значений момента трения) процесса трения композиционных покрытий по сравнению с литыми КМ обусловлено ростом твердости вследствие диспергирования структуры матричного сплава в процессе наплавки. Это позволяет рекомендовать разработанные материалы для применения в узлах

трения с высокой напряженностью работы. С увеличением удельного давления наблюдается уменьшение коэффициента трения наплавленных покрытий, характерное для стадии стабильного процесса трения. Частичная сфероидизация армирующей фазы в процессе наплавки приводит к снижению коэффициентов трения покрытий по сравнению с литыми КМ в области малых удельных давлений. Однако при удельных давлениях более 0,59 МПа коэффициенты трения наплавленных покрытий и литых КМ становятся одинаковыми из-за формирования устойчивых и близких по составу и дисперсности переходных слоев или «третьих тел».

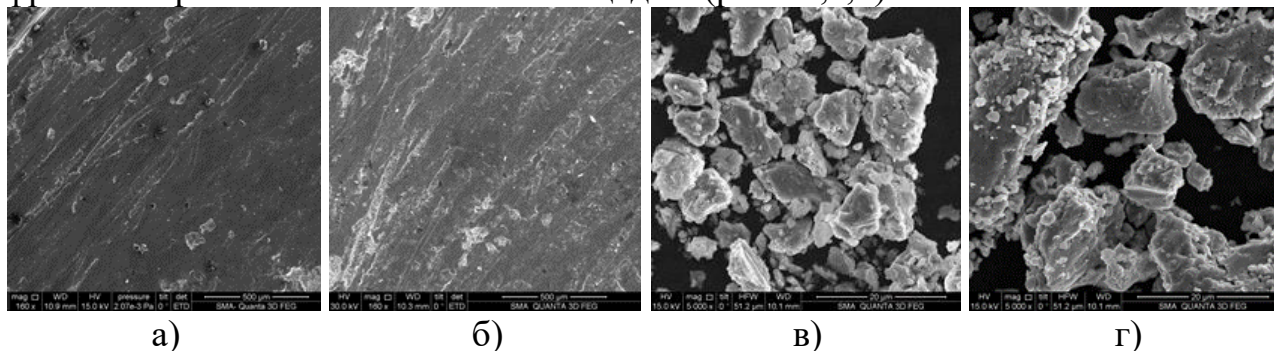
На рис.16 представлены значения интенсивности ( $I_v$ ) и коэффициентов ( $K$ ) изнашивания образцов из антифрикционного сплава АО20-1, литых КМ и наплавленных композиционных покрытий на основе алюминия в зависимости от удельного давления. Показано, что разработанные КМ характеризуются расширенным диапазоном трибонагружения, и обладают значениями интенсивности и коэффициента изнашивания существенно меньшими (в 2-3 раза) в сравнении с антифрикционным сплавом АО20-1, который при удельных давлениях более 0,46 МПа переходит в задиру. Вследствие возрастания прочности матрицы и частичной коагуляции армирующих частиц композиционные покрытия имеют интенсивность и коэффициент изнашивания на том же уровне и даже ниже, чем у литых КМ (рис.16). Большое количество армирующих частиц в покрытиях уменьшает долю матрицы в поверхности трения, что снижает опасность задиры и способствует снижению нагрузки на каждую частицу в отдельности при выполнении ими роли поддерживающих элементов на контактной поверхности. Тем самым растет износостойкость, что особенно заметно при удельных давлениях более 0,46 МПа, и существенно расширяется диапазон допустимых параметров трибонагружения (удельных давлений, скоростей скольжения и длительностей нагружения).



**Рис.16.** Интенсивность и коэффициент изнашивания наплавленных и литых КМ: 1 – литой АО20-1; 2 – литой АК12М2МгН + 3,8 масс.% SiC<sub>(14)</sub>, 3 – покрытие АК12М2МгН + 5 масс.% SiC<sub>(14)</sub>, 4 - литой АК12М2МгН + 7,7 масс.% SiC<sub>(14)</sub>, 5 – покрытие АК12М2МгН + 10 масс.% SiC<sub>(14)</sub>. \* - переход в задиру.



Комплексные исследования рельефа и состава поверхностей трения, морфологии продуктов изнашивания позволили определить, что изнашивание наплавленных композиционных покрытий происходит, как и в случае литых КМ, преимущественно по окислительному механизму. После испытаний при максимальных удельных давлениях (0,7 МПа) на достаточно гладких поверхностях трения образцов образуются полосы пластического деформирования и очаги схватывания, характеризующиеся фрагментированностью и малой площадью (рис. 17, а, б).



**Рис.17.** Поверхности трения (а, б) и продукты изнашивания (в, г) наплавленных и литых КМ после испытаний при удельном давлении 0,7 МПа. Состав образцов: а, в – наплавленный слой АК12М2МгН + 5 масс.% SiC<sub>(14)</sub>, б, г – литой АК12М2МгН + 3,8 масс.% SiC<sub>(14)</sub>.

В полосах пластического деформирования на стадии установившегося изнашивания образуются вторичные ячеистые структуры размером 5-10 мкм, оконтуренные керамическими частицами средним размером 1 мкм, позволяющие минимизировать разрушение поверхностных слоев и экранировать недопустимые процессы схватывания. В продуктах изнашивания преобладают мелкие (до 10 мкм) частицы равноосной формы, образующиеся в результате износа по окислительному механизму (рис. 17, в, г).

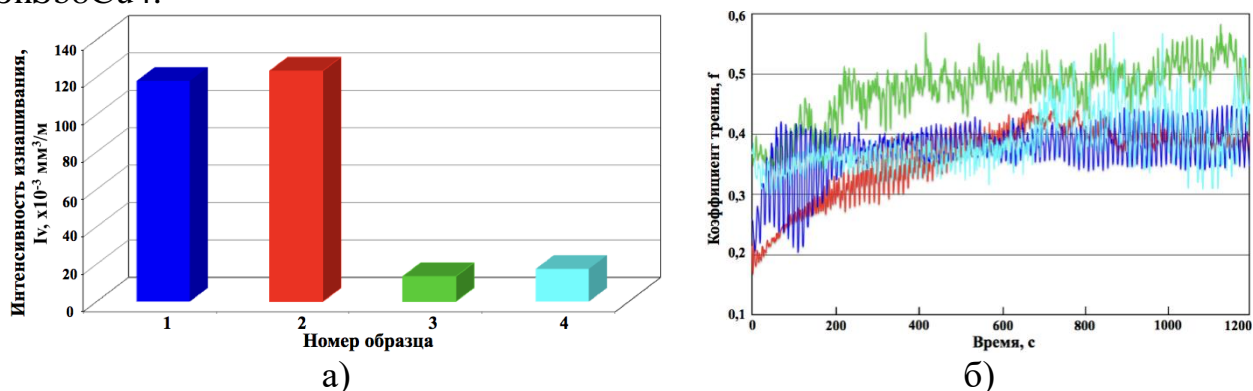
Покрyтия из КМ на основе олова, полученные процессом дуговой наплавки. Процесс трения полученных дуговой наплавкой покрытий из КМ на основе олова характеризуется высокой стабильностью (коэффициенты стабильности не менее 0,8) во всем диапазоне трибонагружения. Присутствие в составе субмикронных по размеру частиц (например, бора или карбида бора) увеличивает износостойкость покрытий на 35% и 30% (с  $I_m=2,62 \times 10^{-5}$  г/м до  $I_m=1,71 \times 10^{-5}$  г/м и  $I_m=1,77 \times 10^{-5}$  г/м, соответственно), а также уменьшает значение коэффициента трения на 40-60% по сравнению с покрытиями из антифрикционного сплава Б83 (рис.18). Применение разработанных наплавочных прутков, содержащих микронные частицы SiC обеспечивает увеличение износостойкости на 30% и уменьшение коэффициента трения на 30-40% даже при максимальном из опробованных значении удельном давлении (0,7 МПа).

На поверхностях трения покрытий из антифрикционного сплава Б83 после испытаний при удельном давлении 0,7 МПа наряду с канавками трения обнаруживаются вытянутые в направлении скольжения кратеры макроскопических размеров (площадь до 1 мм<sup>2</sup>), характеризующиеся неровными



способность, скорости скольжения). Меньшие по размеру субмикронные частицы способствуют диспергированию структуры мягкой пластичной основы ( $\alpha$ -фаза) и интерметаллидных фаз Sn-Sb, а также повышению износостойкости и стабилизации процесса трения вследствие формирования из продуктов износа КМ и контртела мелкодисперсных промежуточных слоев, содержащих в ряде случаев углеродные структуры.

Покрyтия из КМ на основе олова, полученные процессом плазменно-порошковой наплавки. Анализ зависимости интенсивности изнашивания и коэффициентов трения от удельного давления позволил установить влияние структурно-морфологических особенностей и химического состава УНТ на поведение в условиях трения и износа сформированных на стальной подложке оловосодержащих композиционных покрытий. Установлено, что присутствие в составе покрытий малого количества УНТ (не более 0,25 масс.%) значительно изменяет их триботехнические характеристики (рис.19). В области высоких удельных давлений (3,3 МПа) вследствие присутствия углерода в зоне трения и ограничения схватывания происходит увеличение коэффициента стабильности с 0,80 до 0,95 по сравнению с покрытиями из матричного сплава, что особенно важно для тяжелонагруженных узлов ответственных машин и механизмов, к числу которых относятся подшипники и вкладыши подшипников скольжения паровых и газовых турбин, судовых мало- и среднегабаритных дизелей. Покрyтия, содержащие в своем составе многослойные углеродные нанотрубки (УНТ-П), сохраняют значения коэффициента трения и интенсивности изнашивания, сопоставимые с покрытиями из матричного сплава системы SnSb8Cu4.



**Рис.19.** Интенсивность изнашивания (а) и коэффициент трения (б) образцов при удельном давлении 3,3 МПа, скорости скольжения 1 м/с. Составы образцов: 1 – слой SnSb8Cu4; 2 – слой SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-П; 3 – слой SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-С; 4 – слой SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-М. Режимы испытаний: схема «палец по диску», длительность 20 мин.

Применение КГ с субмикронными углеродными структурами, полученными прямым синтезом на поверхности медного порошка (УНТ-С), позволяет увеличить на порядок износостойкость наплавленных покрытий из-за большего количества наполнителя в виде медьсодержащей интерметаллидной  $\gamma$ -фазы ( $\text{Cu}_3\text{Sn}$ ), а также микронных (5-10 мкм) по размеру частиц оксида меди,

дополнительно армирующих и обеспечивающих защиту матрицы от повреждения при трении. Увеличение коэффициента трения ( $f$ ) с 0,39 до 0,52 при этом связано с недостаточным количеством субмикронных углеродных структур для сохранения его значения на уровне покрытий из матричного сплава.

Сформированные покрытия, содержащие декорированные медьсодержащими частицами УНТ-М, характеризуются высокой износостойкостью: интенсивность изнашивания снижена в 7 раз (с  $I_v=117,9 \times 10^{-3}$  мм<sup>3</sup>/м для покрытий из матричного сплава до  $I_v=17,4 \times 10^{-3}$  мм<sup>3</sup>/м для композиционных покрытий) и значения коэффициентов трения и стабильности процесса трения сохраняются на уровне неармированных покрытий из сплава SnSb8Cu4. Дополнительное легирование матричного сплава медью, содержащейся на поверхности УНТ-М, стимулирует химическое взаимодействие с образованием и увеличением доли частиц интерметаллидной  $\gamma$ -фазы ( $Cu_3Sn$ ) в наплавленном слое, что наряду с присутствием в зоне трения углеродсодержащих структур обеспечивает высокий уровень триботехнических свойств наплавленных покрытий.

Таким образом, присутствие в составе разработанных и сформированных покрытий из КМ на основе сплавов алюминия и олова тугоплавких наполнителей микронного и субмикронного размера, в том числе углеродных структур, позволяет за счет влияния на размеры образующихся интерметаллидных фаз и дисперсность элементов литой структуры покрытий, а также на межфазное взаимодействие по поверхностям раздела между модифицирующими добавками, армирующими и интерметаллидными частицами, и матричным расплавом обеспечить нормальное протекание в установившемся режиме процессов трения и износа в широком диапазоне параметров трибонагружения, т.е. решить важную задачу увеличения ресурса работы покрытий, особенно при повышенных трибонагрузках.

**В шестой главе** изучены варианты модифицирующей обработки поверхности композиционных материалов.

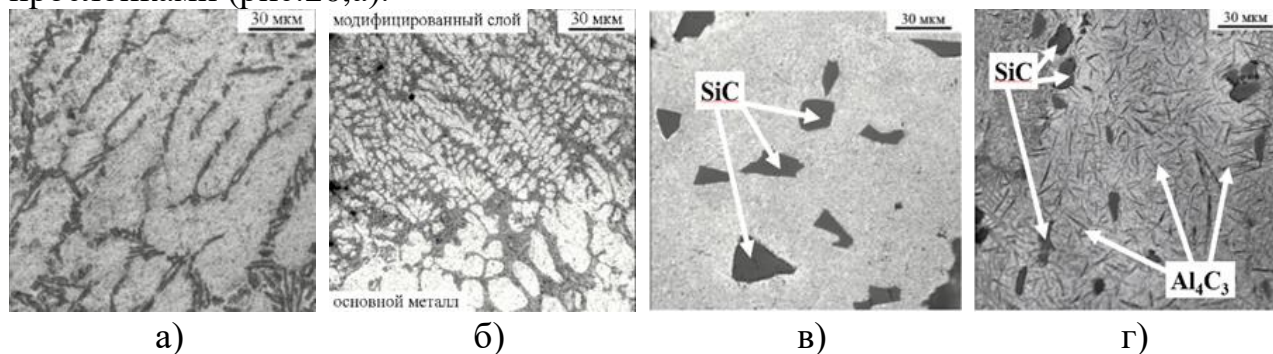
Дополнительным резервом в формировании структуры и повышении эксплуатационных свойств новых материалов является модифицирующая обработка их поверхности. В работе предложены и апробированы методы модифицирующей обработки поверхности полуфабрикатов разработанных КМ высококонцентрированными источниками энергии: электрической дугой, горячей в магнитном поле, и лучом лазера. Показано, что путем изменения технологических параметров режимов обработки при локальном характере теплового воздействия на материал существует возможность регулирования скоростей нагрева и обеспечения высоких скоростей охлаждения в результате теплоотвода во внутренние слои образца, что позволяет влиять на структуру и, следовательно, на свойства гетерогенных материалов.

С целью определения составов КМ, пригодных для модифицирующей обработки, исследования проводили на отличающихся друг от друга по уровню прочности, типу, размеру и доли наполнителя образцах изотропных КМ, изготовленных по литейной технологии. В качестве материала для изучения

эффекта диспергирования структуры при модифицировании применяли антифрикционный сплав АК9 системы Al-Si-Mg, поскольку известно, что изменение размеров зерен, дендритного параметра и кристаллов кремния в антифрикционных силуминах заметно отражается на их износостойкости.

Модифицирование поверхности КМ электрической дугой, горящей в магнитном поле. При обработке поверхности сплава АК9 и КМ электрической дугой применение магнитной системы, разработанной и изготовленной на кафедре «Технологии сварки и диагностики» МГТУ им. Н.Э. Баумана, позволило получать гладкую поверхность оплавленных образцов, не требующую дополнительной механической обработки. Кроме того, изменение величины магнитной индукции позволяло регулировать геометрические размеры сварочной дуги и, следовательно, зоны обработки, тем самым организовывать тепловые условия в сварочной ванне таким образом, чтобы обеспечить необходимую степень диспергирования исходной структуры материала, а также требуемую толщину модифицированного поверхностного слоя.

В исходном литом состоянии микроструктура сплава АК9 содержит крупные ячеисто-дендритные кристаллы  $\alpha$ -алюминия с дендритным параметром ( $\lambda$ ), равным 30-50 мкм, окруженные междендритными эвтектическими прослойками (рис.20,а).



**Рис.20.** Структура образцов в исходном литом состоянии (а) и после модифицирующей обработки дугой в магнитном поле (б) и лучом лазера (в, г). Состав образцов: АК9 (а, б); АК12М2МгН + 5 масс.% SiC<sub>(28)</sub> (в), Д16 + 17 масс.% SiC<sub>(28)</sub> (г).

В матрицах КМ значения  $\lambda$  снижаются до 20-25 мкм, что является следствием изменения состава и влияния армирующих частиц, ограничивающих объемы расплава в которых происходит ликвация. После обработки дугой в магнитном поле при установленных режимах (сварочный ток -  $I_{св}=100-110$  А, напряжение на дуге -  $U_{д}=16-18$  В, длина дуги  $l_{д}=2,4$  мм, скорость оплавления -  $V_{опл}=14$  м/ч, магнитная индукция -  $B=0,048-0,12$  Тл) наблюдается значительное диспергирование структуры сплавов: дендритный параметр для сплава АК9 и КМ уменьшается до значений 5-7 и 3-5 мкм, соответственно (табл.3). Измельчаются кристаллы кремния в эвтектике (рис.20,б). Внешняя рабочая область оплавленного слоя во всех случаях была более дисперсной, чем вблизи линии сплавления в результате частичного наследования структуры подложки при эпитаксиальной кристаллизации. Армирующие частицы после

поверхностной обработки сохраняли исходные форму и размеры, что свидетельствует об отсутствии интенсивного межфазного взаимодействия между наполнителями и матричным расплавом и являлось одним из критериев при выборе технологических параметров. Кроме того, в результате модифицирующей обработки в КМ происходит перераспределение армирующих частиц, приводящее к более регулярному распределению, что обусловлено высокими скоростями охлаждения, характерными для дугового процесса.

Модифицирование поверхности КМ лазерным излучением. Для решения задачи по разработке технологии модифицирующей обработки поверхности КМ импульсно-периодическим Nd-YAG лазерным излучением проводили исследование влияния основных факторов (плотности энергии импульса, вязкости композиционного расплава и поглощающей способности поверхности), зависящих от содержания дисперсных частиц, на структуру и свойства матричных сплавов и КМ на их основе.

Установлено, что для получения качественных валиков с гладкой бездефектной поверхностью плотность энергии импульса не должна превышать критического значения, равного  $10 \text{ кВт/мм}^2$ . Определены составы КМ, предупреждающие интенсивное межфазное взаимодействие между наполнителем и матрицей в процессе модифицирующей обработки. Армирующие частицы SiC, присутствующие в составе КМ на основе сплавов АК12М2МгН и Д16 систем Al-Si-Cu и Al-Cu-Mg в количестве до 5 масс.%, сохраняют размеры и скользкую огранку во всем диапазоне режимов оплавления: плотность мощности излучения от 0,46 до  $31,85 \text{ кВт/мм}^2$  (рис.20,в). Увеличение доли наполнителя до 17 масс.% приводит к повышению поглощающей способности поверхности КМ, в результате чего при отсутствии в составе матричного сплава КМ кремния, ограничивающего межфазное взаимодействие, имеет место деградация армирующих частиц SiC даже при обработке на малых плотностях энергии импульса лазерного излучения (рис.20,г). Установлены ограничения по типу армирующего наполнителя КМ. Так, микроструктура КМ, содержащих в своем составе углерод в форме графита, после модифицирующей обработки характеризуется значительной пористостью вследствие взаимодействия углерода с кислородом, что не позволяет проводить обработку таких материалов высококонцентрированными источниками энергии.

Результатом диспергирования структуры матрицы и повышения однородности распределения наполнителя в поверхностных слоях КМ после модифицирующей обработки является увеличение их твердости по сравнению с исходным состоянием не менее чем на 10-15% для обработки поверхности дугой в магнитном поле, и на 30-40% для таковой лазерным излучением. Проведенные испытания на сухое трение скольжения образцов после модифицирования показали, что обработка поверхности дуговым оплавлением с воздействием на дугу магнитным полем приводит снижению в 1,5-2 раза интенсивности и коэффициента изнашивания по сравнению с исходным литым состоянием, что особенно заметно при увеличении удельного давления в трибоконтакте (табл.3).

**Табл.3.** Влияние модифицирующей обработки на характеристики образцов.

| № | Состав образца,<br>масс.%                           | Среднее значение дендритного параметра, $\lambda$ , мкм<br>/ Интенсивность изнашивания <sup>1)</sup> , $I_v$ , $\times 10^{-3}$ мм <sup>3</sup> /м /<br>Коэффициент изнашивания <sup>1)</sup> , $K$ , $\times 10^{-4}$ |                  |                  |
|---|-----------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------------|------------------|
|   |                                                     | исходное<br>состояние                                                                                                                                                                                                  | после обработки  |                  |
|   |                                                     |                                                                                                                                                                                                                        | В=0,048 Тл       | В=0,12 Тл        |
| 1 | АК9                                                 | 40 / 14,2 / 1,42                                                                                                                                                                                                       | 5,5 / 8,1 / 0,92 | 6,5 / 9,3 / 1,08 |
| 2 | АК12 + 2 Mg + 10 Al <sub>2</sub> O <sub>3(40)</sub> | 17,5 / 8,4 / 0,97                                                                                                                                                                                                      | 3,5 / 7,1 / 0,93 | 3,5 / 6,3 / 0,84 |
| 3 | АК12М2МгН + 12 SiC <sub>(14)</sub>                  | 22,5 / 8,8 / 1,29                                                                                                                                                                                                      | 4,5 / 5,1 / 0,81 | 4,5 / 5,2 / 0,84 |

<sup>1)</sup> Режимы испытаний на трение и износ: схема «втулка по диску»; удельное давление 0,6 МПа; скорость скольжения 0,39 м/с; длительность 10 мин.

Важно отметить, что предложенные методы модифицирующей обработки поверхности разработанных КМ высококонцентрированными источниками энергии благодаря своей универсальности и экономичности могут быть легко встроены в существующие на предприятиях технологические циклы производства изделий. Проведенные исследования послужили основой для разработки новых технологий и создания высокоэффективных функционально-градиентных слоистых композиций с покрытиями из композиционных материалов на основе алюминия, олова и их сплавов, позволяющими за счет комплексного выбора составов наплавочных материалов, процессов нанесения покрытий или модифицирующей обработки поверхности формировать структуру и свойства для заданных условий эксплуатации.

### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Разработаны новые КМ для триботехнических покрытий с матрицами на основе алюминиевых сплавов систем Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Sn-Cu, содержащие в качестве наполнителей микронные частицы карбида кремния (SiC), карбида титана (TiC), оксида алюминия (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), интерметаллидов системы Al<sub>x</sub>Ti<sub>y</sub>, серебристого графита (С).

2. Разработаны новые КМ для триботехнических покрытий с матрицами на основе оловянных баббитов системы Sn-Sb-Cu, содержащие в качестве наполнителей микронные частицы SiC, а также субмикронные частицы бора, карбида бора (B<sub>4</sub>C), углеродные нанотрубки и порошки модифицированной шунгитовой породы.

3. Разработаны и реализованы новые технологии формирования на подложках из низкоуглеродистой стали и сплавов алюминия с использованием процессов дуговой и плазменно-порошковой наплавки триботехнических покрытий из дисперсно-наполненных КМ на основе алюминия и олова. Определены схемы и технологические параметры, обеспечивающие получение покрытий с заданной долей армирования и распределением наполнителя, а также повышенными триботехническими характеристиками (увеличение износостойкости до 10 раз, снижение коэффициента трения на 60% по сравнению с традиционными антифрикционными сплавами АО20-1 и Б83).

4. Обоснован выбор составов и разработаны технологии, а также изготовлено оборудование для получения наплавочных материалов в виде прутков и гранул из КМ на основе алюминия и олова, обладающих необходимыми технологическими свойствами (патенты №2361710, №2585588). Показано, что для достижения требуемого качества формирования покрытий из КМ на основе алюминия несимметричность поперечного сечения наплавленных на наклонную плоскость валиков должна превышать 1,65; количество наполнителя минимального размера (14 мкм) в наплавочных прутках не должно превышать 10 масс.%, а содержание кремния в матричном алюминиевом сплаве должно составлять (11-13) масс.%. Для обеспечения сплошности изготовленных методом экструзии наплавочных материалов из КМ на основе олова максимальная доля наполнителей в них не должна превышать 5 масс.%. Установлено, что субмикронные частицы меди, образующиеся в результате функционализации на поверхности углеродных нанотрубок, являются дополнительными активными очагами взаимодействия и схватывания при изготовлении композиционных гранул.

5. Показано, что при формировании покрытий из алюмоматричных КМ на стали промежуточный слой оказывает влияние на характеристики образующегося интерметаллидного слоя Fe-Al-Si. Цинковый промежуточный слой способствует смачиванию твердой стали алюмокремниевым расплавом и не меняет механизм образования интерметаллидов. При наплавке на алюминиевый подслоя наличие интерметаллидов Fe-Al изменяет механизм образования интерметаллидов Fe-Al-Si.

6. Раскрыты закономерности образования и роста интерметаллидов при контакте алюминиевого расплава со сталью или интерметаллидами системы Al-Fe в процессе нанесения композиционных покрытий функционально-градиентных слоистых сталеалюминиевых композиций. Для процесса дуговой наплавки алюмокремниевого покрытия на поверхность стали с полным проплавлением предварительно нанесенного промежуточного алюминиевого слоя предложен механизм образования интерметаллидного слоя отличительной особенностью которого является контакт алюмокремниевого расплава не с поверхностью стали, а с имеющимся на границе раздела интерметаллидным слоем системы Fe-Al. Показано, что при сплошном интерметаллидном слое по всей его поверхности происходит рост новых интерметаллидов системы Fe-Al-Si, в то время как дискретный интерметаллидный слой в контакте с алюмокремниевым расплавом разрушается, а новые интерметаллиды Fe-Al-Si образуются преимущественно в местах отсутствия «оплавок», в результате чего средняя толщина интерметаллидного слоя уменьшается.

7. Раскрыто влияние характера интерметаллидного слоя на прочностные характеристики функционально-градиентных слоистых сталеалюминиевых композиций. Показано, что при формировании на границе раздела стали с алюминием сплошного слоя интерметаллидов системы Fe-Al-Si адгезионная прочность соединения не превышает 37,8 и 43 МПа при испытаниях на срез и на отрыв соответственно, в то время как при дискретном характере



интерметаллидного слоя уровень адгезионной прочности достигает 65 и 128 МПа при аналогичных испытаниях. Уменьшение протяженности зон, в которых отсутствует интерметаллидная фаза, с 15-20% до 2-5% приводит к снижению адгезионной прочности до значений 47 и 66,3 МПа при испытаниях на срез и на отрыв соответственно.

8. Разработана математическая модель, учитывающая теплофизические свойства диффузионного слоя, состоящего из интерметаллидов системы Fe-Al, и позволяющая с погрешностью до 8% определять температуру нагрева в любой точке образца при наплавке на сталь алюмокремниевое покрытие с частичным проплавлением промежуточного алюминиевого слоя.

9. Установлена зависимость между температурой нагрева границы раздела подложка-промежуточный слой и адгезионной прочностью функционально-градиентной слоистой композиции сталь-алюминий. Определено, что для сохранения нормативного уровня адгезионной прочности (например, не менее 60 МПа для подшипников скольжения паровых турбин), температура нагрева не должна превышать 803 К. Нагрев до больших температур приводит к началу роста в свободных от «оплавок» зонах, интерметаллидов в твердой фазе. При температурах более 893 К наблюдается максимальная скорость роста интерметаллидного слоя, обеспечивающая наибольший прирост средних значений его толщины ( $\Delta h=4$  мкм), что свидетельствует об активации диффузии через сплошной интерметаллидный слой.

10. Впервые показано, что модифицирующая обработка поверхности разработанных КМ высоконцентрированными источниками энергии (электрической дугой в магнитном поле и импульсно-периодическим лазерным излучением) приводит к повышению дисперсности структуры матрицы почти на порядок. Определены составы литых КМ и покрытий из них, пригодные для модифицирования, схемы и технологические параметры процессов получения функционально-градиентных слоистых композиций, обеспечивающие сохранение наполнителя в матрице и позволяющие увеличить твердость поверхностных слоев на 20-40%, а износостойкость в 1,5-2 раза.

11. Разработанные материалы и новые технологические процессы опробованы и внедрены на предприятиях ООО НПФ «УМГ», ООО «АЦГХ», ООО «НПП КУРС», ООО «НефтеГазМонтаж», ООО «ПК. Борец» ЦРНО и ООО ТДВ «Евразия» для изготовления и ремонта изделий: вкладышей подшипников электродвигателей; втулок направляющих систем перемещения; втулок центробежных насосов; сталь-алюминиевых биметаллических вкладышей подшипников скольжения.

### **Основное содержание диссертации отражено в работах**

#### **Монографии:**

1. Михеев, Р.С. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова - М. : ИПЦ «Маска», 2013. – 356 с.

### **Рецензируемые научные журналы, рекомендованные ВАК:**

2. Михеев, Р.С. Влияние импульсного лазерного излучения на структуру и свойства алюмоматричных композиционных материалов, армированных частицами SiC / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева // Физика и химия обработки материалов. - 2006. - №6. - С. 17-22.
3. Михеев, Р.С. Дискретно армированные композиционные материалы системы Al-TiC (обзор) / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // Заготовительные производства в машиностроении. - 2008. - №11. - С. 44-53.
4. Коберник, Н.В. Аргонодуговая наплавка износостойких композиционных покрытий / Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов, Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева // Физика и химия обработки материалов. - 2009. - № 1. - С. 51-55.
5. Михеев, Р.С. Разработка композиционных материалов системы Al-Ti-TiC / Р.С. Михеев, И.Е. Калашников, Л.И. Кобелева, Т.А. Чернышова // Физика и химия обработки материалов. - 2009. - №3. - С. 85-90.
6. Коберник, Н.В. Влияние способа изготовления присадочного материала на формирование наплавленных покрытий из композиционных материалов / Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов, Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // Сварка и диагностика. – 2009. - №4. – С. 18-22.
7. Михеев, Р.С. Обработка поверхности алюминиевого сплава дуговым оплавлением в магнитном поле / Р.С. Михеев, А.М. Рыбачук, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, Г.Г. Чернышов, Н.В. Коберник // Заготовительные производства в машиностроении. - 2009. - №5. - С. 13-16.
8. Михеев, Р.С. Обработка поверхности пластин силумина высококонцентрированным источником энергии / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // Металлы. – 2009. - №6. – С. 53-59.
9. Михеев, Р.С. Исследование процессов изнашивания композиционных слоев, полученных аргонодуговой наплавкой в условиях сухого трения скольжения / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, Н.В. Коберник // Трение и смазка в машинах и механизмах. - 2010. - №4. - С. 33-39.
10. Михеев, Р.С. Создание градиентных структур с повышенной износостойкостью / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Н.В. Коберник, А.М. Рыбачук, Г.Г. Чернышов // Тяжелое машиностроение. - 2010. - №9. - С. 11-15.
11. Чернышова, Т.А. Разработка и апробация композиционных материалов систем Al-SiC, Al-TiC в узлах трения нефтедобывающего оборудования / Т.А. Чернышова, Р.С. Михеев, И.Е. Калашников, И.В. Акимов, Е.И. Харламов // Физика и химия обработки материалов. - 2010. - №5. - С. 78-86.
12. Михеев, Р.С. Триботехнические свойства дисперсно-наполненных композиционных материалов Al-TiC / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева // Материаловедение. - 2011. - №1. - С. 14-22.
13. Михеев, Р.С. Дисперсно-наполненные композиционные материалы Al-TiC / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева // Цветные металлы. - 2011. - №1. - С. 14-22.

14. Михеев, Р.С. Влияние состава присадочных композиционных материалов на жидкотекучесть сварочной ванны / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов // Сварка и диагностика. - 2012. - №6. - С. 11-15.
15. Гвоздев, П.П. Влияние углеродных нанотрубок на структуру и свойства антифрикционных покрытий / П.П. Гвоздев, Н.В. Коберник, Р.С. Михеев // Сварка и диагностика. - 2013. - №6. - С. 36-39.
16. Михеев, Р.С. Получение поверхностных износостойких структур на основе композиционных материалов / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, В.В. Ковалев // Физика и химия обработки материалов. - 2014. - №4. - С. 35-45.
17. Коберник, Н.В. Плазменно-порошковая наплавка баббитовых сплавов / Н.В. Коберник, Р.С. Михеев, С.С. Кремлев // Сварочное производство. - 2014. - №8. - С. 49-52.
18. Михеев, Р.С. Триботехнические свойства антифрикционных покрытий на основе композиционных материалов / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, Л.И. Кобелева // Перспективные материалы. - 2015. - №3. - С. 48-54.
19. Алешин, Н.П. Плазменно-порошковая наплавка антифрикционных покрытий из баббитовых сплавов, модифицированных углеродными нанотрубками / Н.П. Алешин, Н.В. Коберник, Р.С. Михеев, В.Е. Ваганов, В.В. Решетняк, А.В. Аборкин // Вестник машиностроения. - 2015. - №10. - С. 67-72.
20. Коберник, Н.В. Структура и трибологические свойства антифрикционных покрытий, модифицированных углеродными нанотрубками / Н.В. Коберник, Р.С. Михеев, В.Е. Ваганов, А.В. Аборкин // Вопросы материаловедения. - 2016. - №1. - С. 60-65.
21. Коберник, Н.В. Трибологические свойства покрытий из баббитовых сплавов, модифицированных углеродными нанотрубками / Н.В. Коберник, Р.С. Михеев, И.Е. Калашников, Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова // Физика и химия обработки материалов. - 2016. - №2. - С. 32-39.
22. Ковалев, В.В. Особенности получения сталеалюминиевых соединений методами сварки плавлением / В.В. Ковалев, Р.С. Михеев, Н.В. Коберник // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. - 2016. - №4. - С. 93-112.
23. Калашников, И.Е. Трибологические свойства композиционных материалов на основе баббита Б83, полученных методом порошковой металлургии / И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, П.А. Быков, Л.И. Кобелева, И.В. Катин, Р.С. Михеев, Н.В. Коберник // Металлы. - 2016. - №4. - С. 101-107.
24. Калашников, И.Е. Получение наплавочных прутков из антифрикционного композиционного материала на основе баббита Б83 методом экструзии / И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, И.В. Катин, Л.И. Кобелева, А.Г. Колмаков, Р.С. Михеев, Н.В. Коберник // Перспективные материалы. - 2016. - №9. - С. 70-77.
25. Ковалев, В.В. Особенности формирования интерметаллидного слоя при дуговой наплавке сплавов алюминия на стальную подложку / В.В. Ковалев, Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, А.Л. Галиновский, И.В. Ершов // Технология металлов. - 2016. - №11. - С. 9-18.

26. Михеев, Р.С. Применение наплавочных прутков из композиционных материалов на основе баббита Б83 для получения антифрикционных покрытий методом дуговой наплавки / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, П.А. Быков, Л.И. Кобелева, А.Г. Колмаков // Перспективные материалы. - 2017. - №2. - С. 51-58.
27. Коберник, Н.В. Разработка композиционных гранул для плазменно-порошковой наплавки антифрикционных покрытий, модифицированных углеродными нанотрубками / Н.В. Коберник, Р.С. Михеев, С.В. Гуркин, С.С. Кремлев, В.Е. Ваганов, И.Е. Калашников // Сварка и диагностика. - 2017. - №1. - С. 58-62.
28. Мартынова, А.В. Анализ неоднородности распределения армирующей фазы в литых прутках и наплавленном слое из алюмоматричного композиционного материала / А.В. Мартынова, И. Чэнь, Ю.А. Лопатина, Ю.А. Курганова, В.В. Ковалев, Р.С. Михеев, Н.В. Коберник // Технология металлов. – 2017. - №9. – С.26-32.
29. Калашников, И.Е. Технологические режимы получения и свойства наплавочных прутков и антифрикционных покрытий из композиционного материала на основе сплава системы SnSbCu / И.Е. Калашников, А.Г. Колмаков, Л.К. Болотова, П.А. Быков, Л.И. Кобелева, Р.С. Михеев, М.Л. Хейфец // Физика и химия обработки материалов. - 2018. - №1. - С. 33-41.
30. Болотова, Л.К. Исследование структуры и трибологических свойств композиционных наплавочных прутков на основе сплава баббита Б83 и покрытий из них, полученных методом дуговой наплавки / Л.К. Болотова, И.Е. Калашников, Л.И. Кобелева, И.В. Катин, А.Г. Колмаков, Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, Н.Б. Подымова // Металлы. - 2018. - №1. - С. 72-80.
31. Гуркин, С.В. Структура и эксплуатационные свойства антифрикционных покрытий из баббита / С.В. Гуркин, Н.В. Коберник, Р.С. Михеев, А.В. Нифонтова, Д.С. Зинюхин, П.А. Быков // Физика и химия обработки материалов. - 2018. - №3. – С. 58-65.
32. Михеев, Р.С. Инновационные пути в создании антифрикционных композиционных покрытий на основе цветных сплавов с повышенными триботехническими свойствами / Р.С. Михеев // Заготовительные производства в машиностроении. – 2018. - №5. – С. 204-210.

#### **Патенты и авторские свидетельства:**

33. Патент №2361710 РФ. МПК В23К 35/28, С22С 21/00. Прутки из алюмоматричного композиционного материала для наплавки износостойких композиционных покрытий / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов, Т.А. Чернышова, А.В. Панфилов, А.А. Панфилов, А.А. Панфилов, А.В. Петрунин, - Заявлено 12.02.2008. - Оpubл. 20.07.2009. - Бюл. №20.
34. Патент №2585588 РФ. МПК В22F 3/12, С22С 13/00. Композиционный материал на основе сплавов системы Sn-Sb-Cu и способ его получения / И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, Л.И. Кобелева, И.В. Катин, П.А. Быков, А.Г. Колмаков, Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, - Заявлено 11.12.2014. - Оpubл. 27.05.2016. - Бюл. №15.

### **Переводные варианты статей в журналах, индексируемых в SCOPUS**

1. Mikheev, R.S. Development of the Al-SiC composite filler material for deposition of wear resistant coatings / R.S. Mikheev, T.A. Chernyshova // Rare metals. – 2009. - Vol. 28. -Spec. Issue (october). - P. 879-882.
2. Mikheev, R.S. Development and testing of Al-SiC and Al-TiC composite materials for application in friction units of oil-production equipment / R.S. Mikheev, T.A. Chernyshova, I.E. Kalashnikov, I.V. Akimov, E.I. Kharlamov // Inorganic materials: Applied research. – 2011. - Vol.2. - №3. - P. 322-329.
3. Mikheev, R.S. Tribotechnical properties of antifriction coatings based on composite materials / R.S. Mikheev, N.V. Kobernik, I.E. Kalashnikov, L.K. Bolotova, L.I. Kobeleva // Inorganic materials: Applied research. – 2015. - Vol.6. -№5. - P. 493-497.
4. Kremlev, S.S. Plasma-powder deposition of Babbitt alloys / S.S. Kremlev, N.V. Kobernik, R.S. Mikheev // Welding international. - 2015. - Vol.29. -№8. - P. 654-656.
5. Kalashnikov, I.E. Tribological properties of the babbitt B83-based composite materials fabricated by powder metallurgy / I.E. Kalashnikov, L.K. Bolotova, P.A. Bykov, L.I. Kobeleva, I.V. Katin, R.S. Mikheev, N.V. Kobernik // Russian metallurgy (Metally). – 2016. - №7. - P. 669-674.
6. Kalashnikov, I.E. Production of antifriction composite filler rods based on Babbitt B83 by extrusion / I.E. Kalashnikov, L.K. Bolotova, I.V. Katin, L.I. Kobeleva, A.G. Kolmakov, R.S. Mikheev, N.V. Kobernik // Inorganic materials: Applied research. – 2017. - Vol.8. -№2. - P. 335-339.
7. Mikheev, R.S. Tribological properties of Babbitt alloy coatings modified with carbon nanotubes / R.S. Mikheev, N.V. Kobernik, I.E. Kalashnikov, L.I. Kobeleva, L.K. Bolotova // Inorganic materials: Applied research. – 2017. - Vol.8. -№3. - P. 428-433.
8. Kovalev, V.V., Formation of an intermetallic layer during facing of aluminum alloys onto a steel substrate / V.V. Kovalev, R.S. Mikheev, N.V. Kobernik, A.L. Galinovskii, I.V. Ershov // Russian Metallurgy (Metally). –2017. - Vol.2017. - №13. - P. 32-38.
9. Mikheev, R.S. Application of the filler composite rods based on the B83 babbitt alloy for production of the antifriction coatings by arc welding / R.S. Mikheev, N.V. Kobernik, I.E. Kalashnikov, L.K. Bolotova, P.A. Bykov, L.I. Kobeleva, A.G. Kolmakov // Inorganic Materials: Applied Research, 2017. V.8. №5. P.745-749.